

LABORATORIO DE ENSAYOS INDUSTRIALES

14ª Edición

METALES

ANTONIO GONZALEZ ARIAS

ITBA (Instituto Tecnológico de Buenos Aires - Departamento de Ingeniería Mecánica)

UADE (Universidad Argentina de la Empresa - Departamento de Ingeniería Industrial)

UTN (Universidad Tecnológica Nacional - Dto. Mecánica)

CARLOS EDUARDO GONZALEZ ARIAS

ITBA (Instituto Tecnológico de Buenos Aires)

UADE (Universidad Argentina de la Empresa)

Jefe del Laboratorio de Ensayos de Materiales del Instituto Superior Otto Krause

INTRODUCCIÓN A LA METALURGIA y

TRATAMIENTOS TÉRMICOS: ampliado y actualizado por

ALDO R. BATTAGLIESE

UBA (Universidad de Buenos Aires)

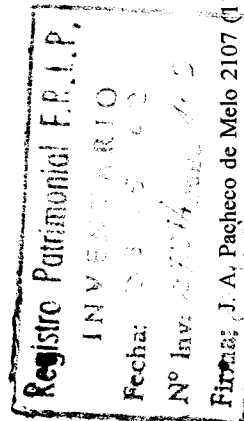
Escuela Superior Técnica del Ejército

UB (Universidad de Belgrano)

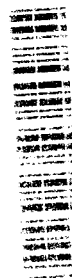
Todos los derechos reservados
Hecho el depósito que marca la ley
Copyright 1999 por Ediciones Litenia
J. A. Pacheco de Melo 2107 - Buenos Aires
Printed in Argentina

ISBN Nº 950 - 9057 - 04 - 5

Libro de Edición Argentina



Ediciones Litenia
Buenos Aires, Rep. Argentina



Libro de Edición Argentina

PRÓLOGO

14ª EDICIÓN - LABORATORIO DE ENSAYOS INDUSTRIALES

Desde la aparición de la primera edición de ENSAYOS INDUSTRIALES en el año 1955 de 262 páginas con capítulos de Metales, Maderas, Hormigones, Combustibles y Lubricantes y alentados continuamente por las sugerencias y sanas críticas de profesores, profesionales y alumnos, hemos puesto nuestros mejores esfuerzos en actualizarnos para no defasarnos de las continuas y cambiantes teorías que hacen al estudio y ensayo de los materiales.

En el año 1980 apareció la 2ª reimpresión de la 9ª edición con 540 páginas, 11 tablas y 2 planos de calorímetros con temas ampliados y actualizados, sin apartarnos de nuestra concepción inicial expresada en el prólogo de la 1ª edición "*desarrollar en un solo texto en forma simple y concisa un curso completo de la materia*", que hoy debe estar acorde con los requerimientos de las modernas técnicas de proyecto y control.

Esta intención se vio sin embargo limitada ante la imposibilidad de exponer en un solo volumen tantos adelantos de tantos elementos, fue así que en 1982 apareció la 10ª edición con el título **LABORATORIO DE ENSAYOS INDUSTRIALES**, con nuevos estudios pero cercenada en los capítulos de Combustibles y Lubricantes, para no hacer excesivamente onerosa la adquisición del texto por parte de los estudiantes y además por resultar temas que no competen a lo que es común denominar como Ensayo de Materiales y analizar el sin número de factores que los modifican a fin de que el proyectista pueda satisfacer a las exigencias, a veces críticas, de uso de aquellos.

En la 11ª y 12ª ediciones publicadas en 1987 y 1992, de 510 páginas y en la 13ª edición de 1995 y su reimpresión en 1997, con 572 páginas, se eliminaron los capítulos de Maderas y Hormigones para concentrar en un solo texto los que hacen al comportamiento mecánico de los metales, polímeros y cerámicos para satisfacer lo exigido en las carreras de técnicos e ingenieros.

Hoy nos cabe la satisfacción de publicar la 14ª edición, que se presenta ampliada con respecto a la anterior, en la que hemos considerado oportuno, informar sobre algunos principios de Física Metalúrgica, para facilitar al profesional la interpretación más correcta de los valores obtenidos en los ensayos de Metales.

Hemos tratado, dentro de nuestras posibilidades, realizar las experiencias que justifiquen o aclaren determinadas teorías y conceptos normalizados, y cuando ello no fue posible recurrimos a investigadores y a otros autores con el objeto de mejorar la información dentro del alcance de este texto.

El presente texto satisface al programa de "Laboratorio de Ensayos Industriales" vigente en 5º y 6º año de la especialidad Mecánica de las Escuelas Industriales de la Nación, el que se ha ampliado y actualizado para alcanzar los niveles de estudio que exigen las cátedras "Estudio y Ensayos de Materiales" y "Materiales Industriales", etc. de las Facultades de Ingeniería e Institutos Especializados.

Hemos contado con la colaboración de los docentes de los Laboratorios de Ensayos de Materiales del Instituto Técnico Superior Otto Krause y de la Universidad Tecnológica Nacional (UTN), Regional Buenos Aires.

Los dibujos fueron realizados por el docente de cátedra Técnico Mecánico José María di Iorio; la corrección, compaginación del texto y diseño de tapa corresponden al ingeniero Alejandro C. González Arias.

Colaboró en la compaginación y armado de las modificaciones introducidas en esta edición el docente de cátedra Técnico Mecánico Eduardo Alberto Pastor.

Por otra parte estimamos que no es necesario que el estudiante de ingeniería se esfuerce en recordar procedimientos teóricos complejos, que sin duda olvidarán en poco tiempo, pero sí entender conceptualmente el porqué y para qué se determinan las propiedades mecánicas de los materiales y las muchas variables que puedan modificarlas, o simplemente conocer sus posibilidades de empleo en los diseños de máquinas y estructuras.

Además nos resulta muy grato contar en esta edición, con la colaboración del Ing. Aldo R. Battagliese, de notoria y extensa actividad profesional y docente en Facultades de Ingeniería, que actualizó y amplió el Apéndice II de Introducción a la Metalurgia y Tratamientos Térmicos, que posibilita, aún más, el alcance del diagnóstico sobre los resultados de ensayos mecánicos.

El uso de los materiales metálicos en condiciones cada vez más críticas de tensiones, temperaturas, etc., hace que no sólo deban determinarse sus propiedades mecánicas en condiciones de empleo, sino que además tenerse en cuenta factores de riesgo que obedecen generalmente a defectos de sus estructuras cristalográficas, producidas a nivel metalúrgico o en el proceso de elaboración de la pieza o estructura.

Considerando estos factores que pueden ser de alto riesgo en algunos mecanismos, es exigencia verificar mediante Ensayos No Destructivos (END) si los materiales no presentan fallas macroscópicas.

Por lo expuesto es que publicamos el fascículo de Ultrasonido, que inicia la serie de ensayos de Control de Calidad.

Hacemos público nuestro agradecimiento a las normas, empresas e institutos especializados que nos han facilitado elementos de todo tipo, además de permitirnos reproducir algunas de sus publicaciones, sin las cuales no nos hubiera sido posible encarar las teorías y experiencias con las técnicas más avanzadas:

Normas: IRAM - ASTM - DIN

Equipos y máquinas para Ensayos de Materiales:

Schenck - SATEC - MTS - Mohr Federhaff

Vishay - Wilson - Shimadzu - Tinius Olsen

Wölper Amsler - Instron - Shore - Zwick

Cumplimos así con lo que dijéramos en el prólogo de la 3^a edición
"el prólogo de un texto es una confidencia de los autores hacia sus lectores, pues en él trasuntan sus propósitos e intenciones".

LOS AUTORES

Buenos Aires, 5 de febrero de 1999

PRÓLOGO

CONTENIDO

1 - INTRODUCCIÓN AL ESTUDIO Y ENSAYOS DE LOS MATERIALES

1.1.	Introducción	1
1.2.	Ensayos de materiales	1
1.3.	Esfuerzo	2
1.4.	Clasificación de los esfuerzos	4
1.5.	Tensión - Resistencia	6
1.6.	Deformaciones	10
1.7.	Tipos de cargas	15
1.8.	Constantes elásticas	16
1.9.	Tensiones de corte sobre planos perpendiculares	22
1.10.	Tensiones en un punto - Estados de tensión	23
1.11.	Estado doble y simple de tensión	25
1.12.	Estado triple de tensión	33
1.13.	Deformaciones elásticas en un punto	35
1.14.	Relación entre tensiones y deformaciones elásticas	37
1.15.	Deformaciones elásticas y anelásticas	39
1.16.	Deformaciones plásticas	41
1.17.	Tensión de trabajo admisible	43
1.18.	Tensiones por efectos térmicos	44
1.19.	Efectos de entalla	46
1.20.	Materiales plásticos y frágiles	51
1.21.	Probetas	56
1.22.	Clasificación de los ensayos	56
1.23.	Normas	59
1.24.	Unidades - Sistemas de unidades	61 - Sistema Internacional

METALES - GENERALIDADES

1.1.	Estructuras - El átomo	71
	Números cuánticos - Principio de incertidumbre	74
	Enlace cristalino	78 - Estructuras de los metales
	Índices de Miller	82
	Imperfcciones cristalográficas	85
1.1.1	Límites de grano	90
1.2.	Deformaciones de los metales	91
1.3.	Fenómeno de fluencia - Bandas de Lüders	98
1.4.	Efecto Bauschinger	99
1.5.	Endurecimiento o Envejecimiento mecánico	102
1.6.	Fracturas	105

VIII

ENSAYOS

2 - TRACCIÓN $\checkmark$ Σ

- 2.1. Tracción estática 111
- 2.2. Deformaciones elásticas y plásticas 114
- 2.3. Límites prácticos de elasticidad - Límites convencionales 117
- 2.4. Diagramas convencionales y reales 119
- 2.5. Diagramas de distintos metales 128
- 2.6. Probetas de tracción 130
- 2.7. Modo y tiempo de aplicación de la carga 136
- 2.8. Determinación a efectuar en un ensayo de tracción estática 138
- 2.9. Determinación de valores de rotura 140
- 2.10. Fracturas por tracción 143
- 2.11. Tracción de acero al carbono 145
- 2.12. Tracción de fundición gris 148
- 2.13. Tracción de fundición esferoidal 149
- 2.14. Tracción de barras lisas y retorcidas 151
- 2.15. Ensayos a distintas temperaturas 153
- 2.16. Influencia de la estructura y composición de los metales en su resistencia 156
- 2.17. Capacidad de trabajo de deformación 159
- 2.18. Módulo de elasticidad longitudinal 162
- 2.18.1 Coeficiente de Poisson 163
- 2.19. Efectos fragilizantes 163
- 2.20. Extensómetros 168
- 2.20.1 Extensómetros mecánicos 168
- 2.20.2 Extensómetros ópticos 171
- 2.20.3 Extensómetros eléctricos 172
- Calibres de semiconductores 187
- 2.20.4 Registradores electrónicos 188
- 2.21. Circuitos eléctricos 190
- 2.22. Características y modo de empleo del equipo Vishay P-350A 193
- 2.22.1 Equipos para ensayos simultáneos 194
- 2.23. Clasificación de extensómetros 195
- 2.24. Ejemplos de determinaciones del módulo elástico 196
- 2.25. Determinación de los límites convencionales 201
- 2.26. Determinación del módulo longitudinal y límites convencionales en máquinas con microprocesador 203
- 2.27. Máquinas de ensayos 205
- Máquina Universal Baldwin de 30 tf 206
- Máquina Universal Baldwin computerizada 210
- Máquina de tracción Schenck de 100 MN 211

- 2.28. Controlador de máquinas de ensayo 212
- 2.28.1 Comprobadores de carga 212
- 2.28.2 Aros de calibración 212
- 2.29. Tracción de alambres 216

3 - COMPRESIÓN $\checkmark$ Σ

- 3.1. Compresión estática 217
- 3.2. Probetas para compresión de metales 219
- 3.3. Tensiones de rotura 221
- 3.4. Determinaciones a efectuar 222
- 3.5. Compresión de fundición nodular 223
- 3.6. Módulo de elasticidad 223

4 - FLEXIÓN $\checkmark$ Σ

- 4.1. Flexión estática 225
- 4.2. Distribución de los esfuerzos en secciones transversales 227
- 4.3. Resistencia a la flexión 231
- 4.4. Flechas - Módulo de elasticidad 234
- 4.5. Probetas - Factores de corrección 235
- 4.6. Condiciones de ensayo 237
- 4.7. Flexión de fundición gris y nodular 238

5 - TORSIÓN $\checkmark$ Σ

- 5.1. Torsión estática 241
- 5.2. Deformaciones - Tensiones en el período proporcional 244
- 5.3. Tensiones en el período plástico 246
- 5.4. Diagramas de ensayo 246
- 5.5. Resistencia a la tracción 247
- 5.5.1 Tensión real de torsión 249
- 5.6. Tensiones que generan deformaciones longitudinales 251
- 5.7. Tensiones generadas por torsión 252
- 5.8. Fracturas por torsión 255
- 5.9. Deformaciones 255
- 5.10. Características del fenómeno de fluencia 256
- 5.11. Probetas 257
- 5.12. Torsión de aleaciones de hierro 258
- 5.12.1 Fundición gris 258
- 5.12.2 Acero de baja resistencia 260
- 5.13. Torsión de aleaciones no ferrosas 260
- 5.14. Endurecimiento mecánico 261
- 5.15. Módulo de elasticidad 263
- 5.16. Determinación del módulo transversal del acero 265

- 5.17. Máquina Timius Olsen 266
 5.18. Medidores de ángulos de torsión 267
 5.19. Torsión de alambres 268

6 - CORTE

- 6.1. Corte 269
 6.2. Prensa Amsler de 5 tf 270
 6.3. Corte de fundición esferoidal 272

7 - CREEP (Fluencia lenta) $\checkmark$ Si

- 7.1. Deformaciones en el tiempo 273
 7.2. Naturaleza del creep 275
 7.3. Aparatos de ensayo 276
 7.4. Probetas 279
 7.5. Marcha del ensayo 280
 7.6. Empleo de las curvas de ensayo 281

8 - IMPACTO $\checkmark$ Si

- 8.1. Impacto 283
 8.2. Efectos fragilizantes 285
 8.3. Energía de impacto 286
 8.4. Métodos de ensayo 289
 8.4.1. Método Charpy 290
 8.4.2. Fracturas 292
 8.4.3. Temperatura de transición 294
 8.4.4. Método Izod 296
 8.4.5. Tracción por choque 297
 8.4.6. Método NDT 298
 8.5. Condiciones de ensayo para flexión por choque 299
 8.6. Flexión por choque de aceros al carbono 302
 8.6.1. Efecto del carbono y agregados 302
 8.6.2. Efecto del tratamiento térmico 304
 8.6.3. Relación energía - tensión - temperatura 304
 8.7. Flexión por choque de metales no ferrosos 305
 8.7.1. Flexión por choque de cobre y aleación ASTM 260 306
 8.8. Máquinas de ensayo 306
 8.8.1. Péndulo SATEC 307
 8.1. TENACIDAD DE LA FRACTURA 309

9 - FATIGA (Tensiones repetidas) $\checkmark$ Si

- IX.1. Introducción 311

- IX.2. Clasificación de los ensayos de fatiga 312
 FATIGA DE ALTO NÚMERO DE CICLOS
 9.1. Espectro de cargas de amplitud constante 317
 9.2. Origen de la rotura por fatiga en metales 319
 9.3. Experiencias de Wöhler 322
 9.4. Determinación experimental de la curva de Wöhler 326
 9.5. Curvas de Wöhler para tensión media variable 328
 9.6. Valores de fatiga y efectos que los varían 330
 9.6.1. Probetas 332
 9.6.2. Terminado y tratamiento de superficies 333
 9.6.3. Efectos de entalladura 335
 9.6.4. Efectos de corrosión 337
 9.6.5. Efecto de temperatura 338
 9.6.6. Efecto del trabajo previo 340
 9.6.7. Efecto de la frecuencia 341
 9.6.8. Efecto del método de ensayo 342
 9.7. Relaciones entre fatiga y resistencias estáticas 342
 9.8. Diagrama de Smith 343
 9.9. Fatiga por flexión rotativa de fundición esferoidal 345
 9.10. Máquinas y probetas de ensayo 348
 9.10.1. Máquina Schenck para flexión rotativa 349
 9.10.2. Máquina Universal MTS servohidráulica 353
 9.10.3. Gatos hidráulicos 357
 9.11. Fracturas de ensayo y en servicio 360
 10 - DUREZA $\checkmark$ Si
 10.1. Dureza 365
 10.1.1. Métodos de dureza 367
 10.1.2. Ensayos de penetración 368
 10.2. Dureza Brinell 374
 10.2.1. Ensayos comparables - Constante de ensayo 378
 10.2.2. Selección de los parámetros de ensayo 381
 10.2.3. Penetradores 382
 10.2.4. Cargas de ensayo 383
 10.2.5. Tiempo de aplicación de la carga 384
 10.2.6. Indicación de los parámetros de ensayo según normas 385
 10.2.7. Relación de dureza brinell con aceros 385
 10.2.8. Valores de dureza 386
 10.2.9. Condiciones de ensayo 387
 10.2.10. Durómetros Brinell 388
 10.2.11. Calibración de durómetros 390

- 10.3. **Dureza Rockwell** 391
 - 10.3.1 Cargas - Penetradores y Escalas - Proceso de ensayo 392
 - 10.3.2 Parámetros de ensayo 396
 - 10.3.3 Durómetros Rockwell 398
 - 10.3.4 Procedimiento de ensayo 399
 - 10.3.5 Condiciones de ensayo 400
 - 10.3.6 Relación Rockwell - Brinell 402
 - 10.3.7 Dureza Rockwell Superficial 402
 - 10.3.8 Máquinas 404
 - 10.3.9 Determinación de los espesores mínimos 404
- 10.4. **Dureza Vickers** 405
 - 10.4.1 Condiciones de ensayo 407
 - 10.4.2 Comparación Vickers - Rockwell C y A 409
- 10.5. **Microdureza Vickers y Knoop** 410
 - 10.5.1 Condiciones de ensayo 414
 - 10.5.2 Máquinas 415
 - 10.5.3 Valores de ensayo 416
- 10.6. **Dureza Shore** 417
- 10.7. Dureza Brinell de Taller 418
- 10.8. Rockwell portátil 419
- 10.9. Vickers y Rockwell por ultrasonido 420
- 10.10. Dureza a altas temperaturas 421
- 10.11. Relaciones Brinell - Rockwell - Vickers y Shore 421

ENSAYOS TECNOLÓGICOS

11 - PLEGADO

- 11.1. Plegado 423

12 - EMBUTIDO

- 12.1. Embutido 427
- 12.2. Ensayo Erichsen 427
- 12.3. Embutición profunda con formación de copa 429
- 12.4. Máquina Erichsen 430
- 12.5. Marcha de un ensayo 432

APÉNDICE I

13 - ESTUDIO DE TENSIONES

- 13.1. Estudio de tensiones empleando calibres eléctricos resistivos 435
- 13.2. Factor de calibre real o verdadero 435
- 13.3. Cálculo del error 439

- 13.4. Deformaciones reales o verdaderas 439
 - 13.4.1 Deformaciones reales con ejes principales conocidos: Roseta de 2 calibres a 90° 440
 - 13.4.2 Deformaciones reales con ejes principales desconocidos: Roseta rectangular de 3 calibres a 45° 441
- Roseta delta 446
- 13.5. Cálculo de tensiones 448
- 13.6. Coeficiente de Poisson 449
- 13.7. Calibres de tensiones 449

APÉNDICE II

14 - INTRODUCCIÓN A LA METALURGIA

- 14.1. **Aleaciones Metálicas** 453
 - 14.2. Diagramas de equilibrio térmico de fases 455
 - 14.2.1 Diagramas de solubilidad total 457
 - 14.2.2 Diagramas de insolubilidad total 461
 - 14.2.3 Diagramas de solubilidad parcial 464
 - 14.2.4 Diagramas de equilibrio de sistemas que forman compuestos químicos 466
 - 14.2.5 Transformaciones en estado sólido 468
 - 14.2.6 Relación entre propiedades y diagramas de equilibrio 469
- 14.3. **Aleaciones hierro - carbono** 470
 - 14.3.1 Diagrama de equilibrio metaestable 471
 - 14.3.2 Clasificación de los aceros 477
 - 14.4. Fundiciones de hierro 479
 - 14.4.1 Fundiciones blancas 480
 - 14.4.2 Diagrama de equilibrio estable 482
 - 14.4.3 Fundiciones grises 483
 - 14.4.4 Fundiciones maleables 485
 - 14.4.5 Fundiciones esferoidales 486

TRATAMIENTOS TÉRMICOS 487

- 14.5.1 Tratamiento térmico de los aceros 488
- 14.5.2 Normalizado 492
- 14.5.3 Temple 493
 - 14.5.4 Teoría del temple 494
 - 14.5.5 Templabilidad - Jominy 496
 - 14.5.6 Factores que inciden en el temple 498
 - 14.5.7 Revenido 499
 - 14.5.8 Martempering 501
 - 14.5.9 Temple superficial 501

- 14.5.10 Tratamientos isotérmicos: Recocido isotérmico - Patenting y Austempering 502
- 14.5.11 Tratamientos termoquímicos: Cementación - Carbonitruración - Nitruación y Sulfinitización 505

Metales no ferrosos

- 14.6. Cobre y sus aleaciones 507
- 14.6.1 Aleaciones de cobre - zinc (latones) 508
- 14.6.2 Aleaciones de cobre - estaño (bronces) 510
- 14.7. Clasificación ASTM del cobre y sus aleaciones 512
- 14.8. Clasificación ANSI del aluminio y sus aleaciones 513

NORMAS DE ENSAYOS DE MATERIALES METÁLICOS

- IRAM - IAS 515
- ASTM 517
- DIN 521

APÉNDICE III

- Tablas: N° 1. Módulos de Elasticidad 525
- N° 2. Coeficientes de Poisson 525
- N° 3. Tensiones admisibles (Bach) 526
- N° 4. Valores de coeficientes de forma (k) 527
- N° 5. Valores promedios de ensayos de tracción - torsión y dureza de metales 528
- N° 6. Valores de Dureza Brinell en función del diámetro de la impresión con empleo de penetrador de 10 mm de diámetro 530
- N° 7. Corrección de HRC - HRA y HRD en barras cilíndricas 534
- N° 8. Corrección de HRB - HRF y HRG en barras cilíndricas 534
- N° 9. Corrección de HR15T - HR30T - HR45T en barras cilíndricas 535
- N° 10. Corrección de HR15N - HR30N - HR45N en barras cilíndricas 535
- N° 11. Valores de Dureza Vickers en función de las diagonales 536
- N° 12. Factores de corrección de HV en superficies curvas 538
- N° 13. Tabla de conversión de durezas 539
- N° 14. Conversión de pulgadas a milímetros 540

Bibliografía 541

* Si bien en el presente capítulo y en el de Ensayos hacemos especial referencia al estudio y ensayo de los metales, sus contenidos resultan en general válidos para fijar las propiedades mecánicas de los Cerámicos y Vidrios (materiales inorgánicos), Polímeros o Plásticos (orgánicos), Cementos, Hormigones y Maderas, debiendo tenerse en cuenta las variantes normalizadas para cada caso.

INTRODUCCIÓN AL ESTUDIO Y ENSAYO DE LOS METALES *

1.1 INTRODUCCIÓN

La *Estática de los Sólidos* es la parte de la mecánica que estudia en forma gráfica-analítica las condiciones de equilibrio que deben cumplir las *fuerzas exteriores o cargas* aplicadas sobre los cuerpos, a los que considera infinitamente resistentes e indeformables (rígidos), no tiene en cuenta por lo tanto los efectos interiores que provocan en el material. Cuando las fuerzas exteriores están distribuidas en forma tal que se equilibran entre sí, el cuerpo se encuentra en reposo o *equilibrio estático*.

El estudio que realiza la estática, si bien permite comprobar el estado de equilibrio de un cuerpo teniendo en cuenta solamente las fuerzas que le son aplicables, no resulta completo si consideramos que los materiales pueden deformarse y romperse, por lo que corresponde a la *Resistencia de Materiales* determinar hasta qué límites pueden emplearse dichas fuerzas en condiciones de eficiencia y seguridad.

La *Resistencia de Materiales* no acepta, entonces, la hipótesis de la rigidez, sino que, por lo contrario, considera la deformabilidad de los cuerpos y estudia las reacciones que se desarrollan en éstos con el objeto de contrarrestar la acción de las fuerzas que les son aplicadas, efectos que tienen lugar aun cuando el material se encuentre en equilibrio estático.

El estudio de esta parte de la mecánica comprende dos ramas: una *analítica*, que dimensiona a los materiales en base a sus propiedades de deformación y resistencia, de manera que puedan cumplir sin inconvenientes su función dentro de la estructura o mecanismo a que pertenecen, y otra *experimental*, que se realiza en el *Laboratorio de Ensayos de Materiales*, que determina aquellas propiedades mediante el empleo de máquinas y accesorios especiales.

1.2. ENSAYOS DE MATERIALES

Tratándose de un texto de Ensayos de Materiales consideramos conveniente dar al lector una información, previa al análisis particular, sobre todas las posibilidades que competen al Laboratorio de Ensayos de Materiales, que en la constante investigación tecnológica resulta un departamento técnico de imprescindible necesidad.

El Laboratorio de Ensayos de Materiales está presente en el principio y fin de los proyectos, determina las propiedades mecánicas de los materiales mediante el empleo de equipos de gran sensibilidad y precisión, considerando las muchas causas que pueden modificarlas, para que el proyectista fije las tensiones de trabajo o admisibles o bien el alcance de la deformación máxima aceptable del mecanismo o estructura.

Una vez realizada la máquina o estructura, son los equipos del laboratorio los que permiten verificarlas en su seguridad o condiciones de uso, dado que los proyectos no siempre parten de exactas teorías de cálculo cuando el material va a ser sometido a condiciones críticas de trabajo.

Analiza materiales de la planta de producción para determinar si sus propiedades resultan las previstas y en ensayos denominados *no destructivos* determina las propiedades mecánicas de los materiales en función de su dureza o estudia tensiones por métodos fotoelásticos.

En la terminología corriente resulta común denominar ensayos no destructivos a los que determinan fallas en los metales y soldaduras* y que, si bien son realizados generalmente en el Laboratorio de Ensayos de Materiales, corresponden al "Laboratorio de Control de Calidad".

Intimamente ligado a la Metalurgia, en muchos casos se incluye en el Laboratorio de Ensayos de Materiales el estudio cristalográfico de los metales (Laboratorio de Metalografía), para determinar calidades y todos los efectos capaces de alterar sus estructuras, de las que en principio dependen sus propiedades mecánicas.

Resumiendo, podemos decir, en forma general, que el Laboratorio de Ensayos de Materiales está presente en el proyecto, en el control de tensiones en máquinas y estructuras, en la detección de fallas, en el estudio de las estructuras cristalográficas de los metales y en la determinación de las causas que provocan la rotura de los materiales en servicios.

1.3. ESFUERZO

La constitución de la materia en los sólidos presupone un estado de equilibrio entre las fuerzas de atracción y repulsión de sus elementos constituyentes (*cohesión*), o sea que, cuando no actúan sobre el cuerpo fuerzas exteriores, éste se mantendrá en equilibrio permanente y conservará, por lo tanto, su forma y dimensiones teóricamente inalterables durante un tiempo indefinido.

Al actuar fuerzas exteriores, se rompe el equilibrio interno y se modifican

* Ultrasonido, Rayos Gamma, Rayos X, Campos Magnéticos, Tintas Penetrantes, etc.

la atracción y repulsión, aumentando una con respecto a la otra según que la carga aplicada tienda a alejar o acercar a los átomos, generándose por lo tanto una *fuerza interna* que tenderá a restaurar la cohesión; cuando ello no ocurre, el material se rompe.

Como consecuencia, la *variación o diferencia en el equilibrio de las fuerzas interatómicas es la fuerza interior o esfuerzo del material que tiende a oponerse al efecto aplicado*.

La existencia de las fuerzas interiores puede justificarse gráficamente, sin entrar al estudio de la estructura atómica del material, realizando cortes hipotéticos en un cuerpo, sobre el que actúan cargas compatibles con su resistencia (Fig. 1.1), al analizar qué fuerzas o sistemas de fuerzas debemos aplicar para que las partes no se desplacen.

En efecto, si tenemos en cuenta que cuando los cortes supuestos no se realizan subsisten en el interior del material las mismas condiciones, el equilibrio deberá ser mantenido por las fuerzas interiores, en cuyo caso comprobamos además el *esfuerzo* producido por el cuerpo, el que es posible medir con los valores y unidades de las fuerzas que lo originan.

La condición de equilibrio queda entonces expresada por:

$$\text{Fuerza exterior o carga} = \text{Fuerza interior o esfuerzo} \quad (\text{kgf} \sim \text{N})^*$$

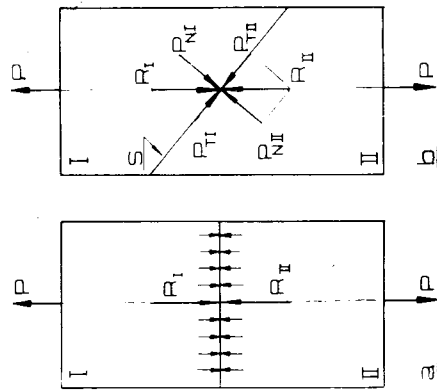


Figura 1.1. Esfuerzos en tracción simple.

Si suponemos que las cargas aplicadas son perpendiculares a la sección transversal y se reparten uniformemente (igual intensidad en todos los puntos), el esfuerzo total sobre una sección podrá ser considerado igual a la resultante de las fuerzas interiores que actúan sobre la misma. Si esta sección es transversal, el esfuerzo será *normal*, figura a, en cambio, si presenta una determinada inclinación, figura b, el efecto del esfuerzo resultante se manifiesta sobre la sección mediante sus componentes normales (P_N) y tangenciales (P_T), siendo por lo tanto posible hablar de *esfuerzos normales y esfuerzos tangenciales*.

* N = newton = unidad de fuerza en el Sistema Internacional de Unidades (SI);
1 N = 0,102 kgf

Esta descomposición la impone el hecho real de que son los esfuerzos normales y tangenciales los que producen efectos singulares en el material.

El esfuerzo normal tiende a alcanzar un valor crítico para el cual se produce la decohesión de la estructura o fractura propiamente dicha (*fractura por arrancamiento*), en cambio el tangencial tenderá a generar *deformaciones e inclusive roturas por deslizamientos*, según la naturaleza cristalográfica de los metales y tipos de esfuerzos aplicados.

1.4. CLASIFICACIÓN DE LOS ESFUERZOS

Si bien la clasificación genérica anterior permite agrupar a los esfuerzos en normales y tangenciales, su individualización se obtiene analizando el efecto que producen en las secciones transversales. Podemos así distinguir cinco esfuerzos simples: *tracción, compresión, flexión, torsión y corte* (Fig 1.2a).

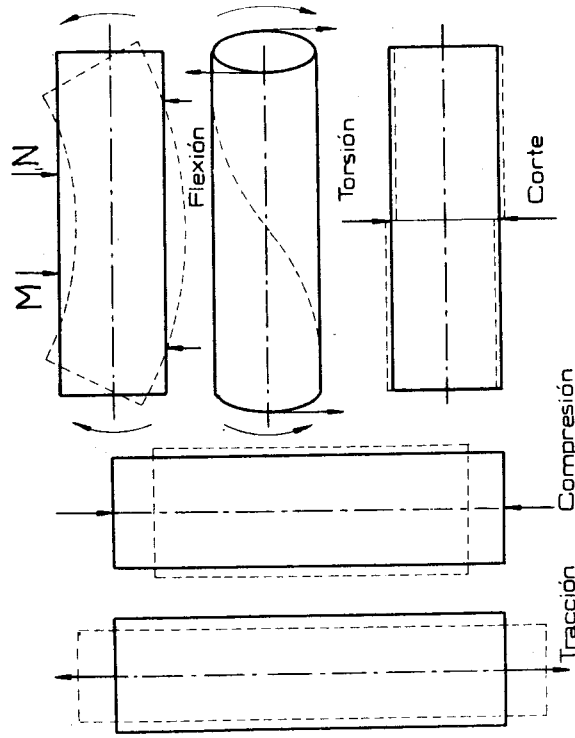


Figura 1.2a. Esfuerzos simples.

ESFUERZOS NORMALES

Los esfuerzos normales son producidos por cargas o pares de fuerzas que tienden a trasladar (separar o acercar) a las secciones transversales en un determinado sentido. Pertenecen a esta clasificación los esfuerzos de tracción,

compresión y flexión.

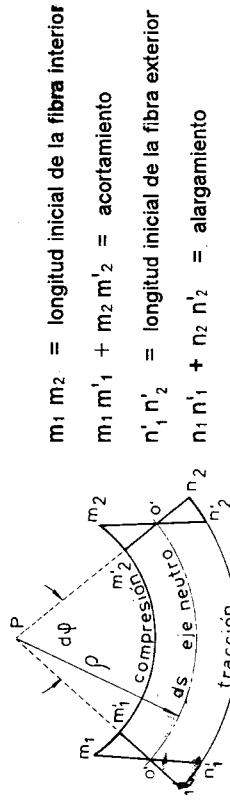
TRACCIÓN Y COMPRESIÓN

Se obtienen cuando las fuerzas exteriores, de igual magnitud, dirección y sentido contrario, tienden a estirar (tracción) o aplastar (compresión) el material según el eje en el que actúan.

FLEXIÓN

Tienen lugar cuando se aplican pares de fuerzas perpendiculares al eje que tienden a producir el desplazamiento con separación por giro entre sí de dos secciones transversales inmediatas.

La flexión pura tiene lugar en la zona MN de la figura 1.2a.



$$\begin{aligned} m_1 m_2 &= \text{longitud inicial de la fibra interior} \\ m_1 m'_1 + m_2 m'_2 &= \text{acortamiento} \\ n'_1 n'_2 &= \text{longitud inicial de la fibra exterior} \\ n_1 n'_1 + n_2 n'_2 &= \text{alargamiento} \end{aligned}$$

Figura 1.2b. Deformación por flexión.

En este caso si bien las cargas aplicadas actúan en los planos de las secciones transversales, sus efectos generan sobre estas acortamientos (compresión) y estiramientos (tracción), por lo que el esfuerzo resulta normal.

En vigas de poca altura o materiales de pequeños diámetros con respecto a la luz entre apoyos, casos generalizados, puede considerarse que las secciones transversales se mantienen en sus planos aún en el flexionamiento o deformación del material (Navier -1809-: *Variación lineal o incrementos proporcionales de las deformaciones en las secciones transversales desde el eje neutro a los bordes del material*).

ESFUERZOS TANGENCIALES

Se denominan *esfuerzos tangenciales o de deslizamiento* a los generados por pares o cargas que, actuando en el plano de las secciones transversales, tienden a producir sus giros o desplazamientos (torsión y corte).

TORSIÓN

Se origina por efecto de pares que actúan sobre las secciones transversales produciendo el giro de las mismas en sus planos, las que en consecuencia se comportan como superficies de revolución sin alterar las dimensiones y geometría del material (Navier), condición de torsión simple que sólo se cumple cuando las secciones resultan circulares.

Las secciones distintas a las circulares experimentan un alabeado producido por un complejo estado de tensiones, cuyo estudio se realiza aplicando ecuaciones de la elasticidad que superan a la intensidad de este curso (Saint Venant - 1853).

CORTE

Es ocasionado por fuerzas colineales que actuando normalmente al eje del material tienden a producir el deslizamiento entre sí de dos secciones transversales inmediatas.

En las estructuras o mecanismos generalmente actúan simultáneamente dos o más esfuerzos simples, obteniéndose los *esfuerzos compuestos*: flexo-torsión, tracción-compresión, etc.

1.5. TENSIÓN - RESISTENCIA

Los valores en kilogramo fuerza o *newton* de los esfuerzos que pueden generarse en el material no dan una medida de su resistencia o capacidad para soportar las cargas que le pueden ser aplicadas, por ser función de sus dimensiones. Se impone, por lo tanto, que la valoración se efectúe refiriendo el esfuerzo a la unidad de sección, obteniéndose el *esfuerzo unitario* o *tensión* que puede definirse como la *resistencia interna de la unidad de área a una carga o fuerza exterior*.

La tensión puede ser también normal (σ) o tangencial (τ) según el esfuerzo que la origine.

$$\text{Tensión normal} = \frac{\text{Esfuerzo normal}}{\text{Sección}} = \sigma = \frac{P_N}{S} \quad \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}; \frac{\text{kgf}}{\text{cm}^2}; \text{MPa} \right)$$

Pa = pascal: unidad de tensión en el Sistema Internacional de unidades (SI)

$$\text{Tensión tangencial} = \frac{\text{Esfuerzo tangencial}}{\text{Sección}} = \tau = \frac{P_T}{S} \quad \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}; \frac{\text{kgf}}{\text{cm}^2}; \text{MPa} \right)$$

Estas expresiones se aplican en forma directa en los casos en que el efecto exterior, y por consiguiente el esfuerzo que se le opone, se valore en kilogramo fuerza o newton (cargas), tal como ocurre en tracción, compresión y corte.

En cambio cuando no es posible definir el efecto aplicado exclusivamente en valores de carga, pues depende de otras variables dadas por la luz entre apoyos o el brazo de palanca, flexión y torsión respectivamente, la reacción del material se manifiesta por un momento interior generado por los esfuerzos que actúan en las secciones transversales.

Aplicando el concepto de tensión anterior (esfuerzo sobre sección) y relacionando las fuerzas interiores y momentos de reacción que ellas producen en las secciones donde actúan con los momentos aplicados, se llega a las siguientes expresiones de tensión :

$$\text{Tensión de flexión} = \sigma = \frac{\text{Momento flector aplicado o interior}}{\text{Módulo resistente normal}} = \frac{M_f}{W_x}$$

$$\text{Tensión de torsión} = \tau = \frac{\text{Momento torsor aplicado o interior}}{\text{Módulo resistente polar}} = \frac{M_t}{W_p}$$

$$\text{Las unidades de las tensiones también resultan : } \frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}; \frac{\text{kgf}}{\text{cm}^2} \text{ o MPa.}$$

Las deducciones de estas fórmulas las efectuaremos en los capítulos de flexión y torsión .

Desde el punto de vista teórico-práctico son varias las tensiones que representan características especiales de los materiales y que permiten definir sus propiedades elásticas o de resistencia.

Entre las tensiones de mayor importancia para todos los materiales en general mencionaremos la que se define como *resistencia* , que se obtiene de considerar las cargas o momentos máximos según el tipo de esfuerzo aplicado.

Aclaremos que todas las tensiones posibles de calcular en un ensayo también representan la resistencia del material para la carga o momento considerado, aunque se las designe como *tensiones a puntos preestablecidos*.

El valor de la resistencia en los casos de esfuerzos simples de tracción y compresión resulta "*convencional*", al aceptarse que la carga máxima se relacione con la sección transversal inicial del material , que se designa como S_0 :

$$\text{Tensión convencional} = \sigma_c = \frac{P}{S_0}$$

Fácil resulta suponer que un metal plástico se deforma al ser estirado o aplastado, variando por lo tanto las dimensiones de sus secciones transversales, por lo que la tensión máxima real corresponderá, como impone la lógica, al instante de la fractura, y se obtendrá de relacionar la carga con la sección transversal que coincida con el momento de su aplicación (S).

$$\text{Tensión real} = \sigma_r = \frac{P}{S}$$

Valores a ajustar en algunos metales mediante factores de corrección, en virtud a que las deformaciones permanentes, que pueden resultar mayores en determinadas zonas que experimentan importantes contracciones en sus secciones transversales (*estricción*), y que por asemejarse a una entalla se ven afectadas por un estado complejo de tensiones (*efecto de entalla*, pag. 46).

A medida que aumenta la fragilidad del material se va reduciendo la zona de estricción, hasta que la deformación resulta uniforme en todas las secciones transversales o prácticamente nula, en cuyo caso la tensión real se aproxima o difiere muy poco de la convencional.

El conocimiento de la resistencia de un metal conjuntamente con el de su aptitud a deformarse, constituyen las propiedades mecánicas que generalmente definen sus usos prácticos cuando son sometidos a cargas estáticas. Estas determinaciones se realizan bajo esfuerzos de tracción, y a partir de las resistencias se fijan las denominadas *Tensiones admisibles o de proyecto*, para obtener valores que correspondan al período elástico del material, en el que las deformaciones no sólo resultan sumamente pequeñas, sino que además se recuperan al cesar las cargas que las producen.

En base a lo expuesto y ante la necesidad de simplificar la obtención de la resistencia que surge como referencia para fijar el valor de la tensión de proyecto, se determina la que hemos denominado convencional y no la real que sólo tiene por finalidad, entre otras aplicaciones, fijar la aptitud del material a deformarse plásticamente mediante la cual puede adquirir una mayor resistencia (*Endurecimiento mecánico*, pag. 102) (*ASTM E646-93) y en ensayos de fatiga (tensiones repetidas en el tiempo) de bajo número de ciclos (ASTM E606-92). La tensión real resulta en los metales dúctiles y semidúctiles significativamente más elevada, debido a las importantes deformaciones plásticas o permanentes que experimentan en la zona de estricción, página 120.

Es de hacer notar, en consideración a la composición cristalográfica de los metales (agrupación de cristales orientados en todas direcciones y por lo tanto con distintas componentes normales y tangenciales de la tensión

* ASTM: American Society for Testing and Materials

aplicada), que las tensiones convencionales y reales sólo dan valores medios referidos a las secciones tomadas como referencia en uno y otro caso, por lo que cabría la posibilidad de analizar el comportamiento casi individual de los cristales, hecho posible pero no justificable cuando las tensiones y geometría del material resulten uniformes.

Sin embargo cuando las cargas no se aplican uniformemente distribuidas y en piezas tensionadas de contornos irregulares se debe recurrir *al estudio de tensiones por puntos*, análisis que se realiza en "Resistencia de Materiales" considerando a las tensiones como actuantes sobre cubos elementales que contengan a los puntos.

Por otra parte en flexión y torsión los valores de resistencia a calcular, a partir de los momentos que producen los esfuerzos, no resultan rigurosamente exactos, debido a que si bien las secciones transversales se mantienen planas e inalterables (Navier), el cálculo se realiza suponiendo una variación lineal de las tensiones desde el eje neutro (flexión) o baricentro (torsión) a los bordes, que corresponde al período proporcional o elástico, hecho que no se cumple en el plástico del material. El error es mínimo si se tiene en cuenta que los materiales sometidos a esfuerzos de flexión y torsión deben ser de naturaleza frágil, que se fracturan inmediatamente después de pasado su período elástico.

La tensión que corresponde a la resistencia se representará con el símbolo que indique si el esfuerzo es normal (σ) o tangencial (τ), el que llevará como subíndices el modo de aplicación de la carga ($E =$ estática; $D =$ dinámica) y la primera letra del esfuerzo producido; así por ejemplo σ_{ET} significa: resistencia estática a la tracción; τ_{ET} : resistencia estática a la torsión.

Esta nomenclatura la variaremos únicamente para los ensayos dinámicos de impacto, con aplicación de cargas cuasi instantáneas, en los que sólo se determina la energía necesaria para producir la fractura del material de un sólo golpe.

Los criterios aplicados para el cálculo de la tensión que hemos denominado resistencia, varían en los ensayos de fatiga (tensiones repetidas en tiempos muy breves), en los que se denomina *resistencia a la primer tensión bajo la cual el material no rompe*. Este nuevo concepto impone la realización de varias experiencias, no menos de 12, pudiendo llegar a 50 en determinaciones rigurosas (norma ASTM), para definir el valor de la *Resistencia a la Fatiga*.

Las propiedades mecánicas de resistencia y deformabilidad de las aleaciones utilizadas en máquinas y estructuras depende, entre muchos factores que mencionaremos al tratar los ensayos, de la naturaleza de los cristales que las constituyen.

Experiencias realizadas por A. A. Griffith han demostrado que el monocristal presenta distintas propiedades según la dirección del

esfuerzo a que puede estar sometido, que lo caracteriza como *anisótropo*. Aunque por la diversidad de sus posiciones para constituir la masa metálica, sus propiedades resulten, por compensación, prácticamente iguales en todas direcciones, que hace que en forma general se consideren a los metales como *cuasi isótropos*.

La condición de anisotropía se ve favorecida cuando se somete al metal a trefilados, laminados o tratamientos térmicos por lo que los granos de la aleación adoptan mayoritariamente orientaciones determinadas. Por otra parte el carácter isótropo se ve favorecido al disminuir el tamaño de los mismos.

1.6. DEFORMACIONES

Como resultado inmediato a la aplicación de una carga o generación de un esfuerzo en un material, surge una deformación que puede resultar *elástica o plástica*; será elástica cuando el cuerpo recupera sus dimensiones originales al cesar la carga que la ocasiona (la energía de deformación almacenada se transforma en energía de recuperación al cesar las cargas que las provocan) y plástica o permanente en caso contrario.

La capacidad de un material a deformarse elásticamente se denomina *elasticidad* y la finalización del periodo elástico permite determinar la carga al límite elástico.

En experiencias de laboratorio se ha comprobado, que la mayoría de los materiales empleados en ingeniería presentan una particularidad, que el límite elástico coincide prácticamente con el límite al cual los esfuerzos o cargas son proporcionales a las deformaciones que generan, verificándose lo expresado por Robert Hooke (1660).

Algunos materiales, entre ellos el caucho o la goma, no dan linealidad entre esfuerzos y deformaciones, aunque su elevada capacidad elástica resulte bien conocida.

El límite elástico se alcanza para muy pequeñas deformaciones, por lo que su determinación exige el empleo de instrumentos de gran sensibilidad y exactitud denominados calibres de deformaciones o extensómetros.

El periodo proporcional o elástico y la capacidad de deformación plástica de los materiales variarán según su naturaleza, condiciones de carga, por sus formas y temperaturas a que se encuentren sometidos.

Ya veremos, en el capítulo de Metales y en el de Ensayos, que el límite proporcional puede elevarse si previamente se somete al material a deformaciones plásticas mediante cualquier tipo de esfuerzo o golpes (*indurecimiento mecánico*), o puede reducirse hasta un valor real o verdadero si soportan ciclos de tensiones (*Fatiga*).

1.6.1 CÁLCULO DE LAS DEFORMACIONES

El efecto de la aplicación de una carga o pares sobre un cuerpo es de tender a producir su deformación y rotura, fenómenos que nos permiten determinar las propiedades mecánicas de resistencia y deformabilidad, que generalmente resultan básicas y fundamentales para la selección del material.

1) DEFORMACIONES POR ESFUERZOS NORMALES

A) TRACCIÓN - COMPRESIÓN

Si a una barra recta de sección transversal constante le aplicamos una carga de tracción o compresión experimenta a medida que esta aumenta, un alargamiento o acortamiento ($\Delta \ell$) cuya magnitud depende de la naturaleza del material, de sus dimensiones, tipo de carga y temperatura, que resulta de la diferencia entre la longitud que presenta a cada instante y la inicial, figura 1.3. Para valores de rotura tenemos:

Alargamiento o acortamiento : $\Delta \ell = \ell - \ell_0$ (mm)

ℓ = longitud final

ℓ_0 = longitud inicial o de referencia

Para determinar la propiedad de deformabilidad en el laboratorio se considera la longitud final o aquella que corresponda a la rotura y el valor de $\Delta \ell$ variará, aún sobre un mismo material, al modificarse la longitud inicial tomada como referencia, por lo que no resulta representativo de aquella propiedad.

La aptitud de un cuerpo a deformarse queda definida si se refiere el alargamiento o acortamiento total a la unidad de longitud, obteniéndose la *deformación unitaria o específica* (ε), a partir de la expresión:

$$\varepsilon = \int_{\ell_0}^{\ell} \frac{d\ell}{\ell_0} = \frac{1}{\ell_0} \int_{\ell_0}^{\ell} d\ell$$

$$\varepsilon = \frac{\ell - \ell_0}{\ell_0} = \frac{\Delta \ell}{\ell_0} \quad \left(\frac{\text{mm}}{\text{mm}} \right)$$

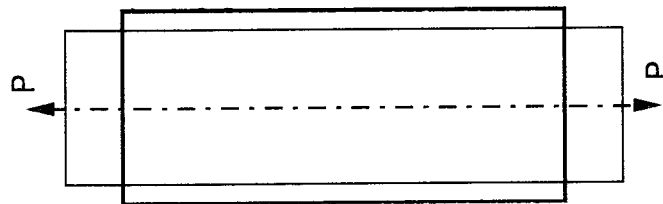


Figura 1.3. Deformación por tracción

Esta fórmula, empleada a los fines prácticos, resulta *convencional* pues considera una longitud inicial invariable para todos los incrementos de deformación.

A los efectos comparativos, el valor de la longitud inicial a tomar está prevista por las normas según las secciones de los materiales a ensayar.

La normalización se justifica, especialmente en los metales plásticos, considerando que la rotura sobreviene con una importante deformación que se localiza especialmente en una zona del material (*zona de estricción*), de manera que su influencia en el valor del alargamiento unitario será tanto mayor cuanto menor sea el valor de ℓ_0 .

El alargamiento o acortamiento unitario *real* se obtendrá de sucesivos pares de puntos incrementados, en donde el valor inicial de uno de ellos resulte igual al final del que lo precede:

$$\Delta \ell_1 = \ell_1 - \ell_0 ; \Delta \ell_2 = \ell_2 - \ell_1 ; \Delta \ell_3 = \ell_3 - \ell_2$$

En tracción el alargamiento unitario que corresponde a la rotura define comparativamente la mayor o menor aptitud del material a deformarse, siempre que se tome la longitud inicial normalizada. Por otra parte su determinación para valores correspondientes al periodo proporcional permite determinar el denominado módulo de elasticidad longitudinal (E) que, como veremos, es una de las constantes elásticas más importantes por su gran empleo en el estudio de tensiones.

En compresión el cálculo de la deformación unitaria no tiene significado práctico, considerando la influencia del rozamiento que tiene lugar entre el material a ensayar y los platos transmisores de las cargas de la máquina de ensayos, que al modificar el estado de compresión simple afecta a la deformación.

Por otra parte el estiramiento reduce las secciones transversales, por lo que relacionando sus variaciones (se consideran la inicial y final o de rotura) se obtendrá otro índice de deformabilidad denominado *estricción*, que no está sujeto a valores preestablecidos.

$$\text{Estricción} = \frac{S_0 - S}{S_0}$$

b) FLEXIÓN

Cuando se aplican pares de fuerzas que tienden a producir el flexionamiento del material, la deformación queda definida por la flecha o distancia máxima entre las sucesivas posiciones del eje de deformación nula (eje neutro).

Al estudiar el esfuerzo de flexión hemos demostrado que las secciones transversales soportan esfuerzos de tracción y compresión que, al producir alargamientos y acortamientos, pueden considerarse como de distintos signos, siendo lógico suponer que existirá una línea en la que el esfuerzo se hace cero; esta línea longitudinal de esfuerzo nulo se denomina *línea o eje neutro*. El eje neutro se deforma en curva obteniéndose para el periodo elástico la curva elástica o simplemente elástica.

El cálculo de la flecha en el periodo proporcional parte de la determinación matemática de la ecuación de la línea neutra denominada "*ecuación diferencial de la línea neutra*" o simplemente "*ecuación de la elástica*"

$$\frac{M \text{ flector}}{E \cdot J_x} = \frac{d^2 y}{dx^2}$$

E = módulo de elasticidad longitudinal
 J_x = momento de inercia normal y baricéntrico
 y = ordenadas de la elástica

Expresión aplicable solamente cuando los escurrimientos resultan muy reducidos (periodo elástico).

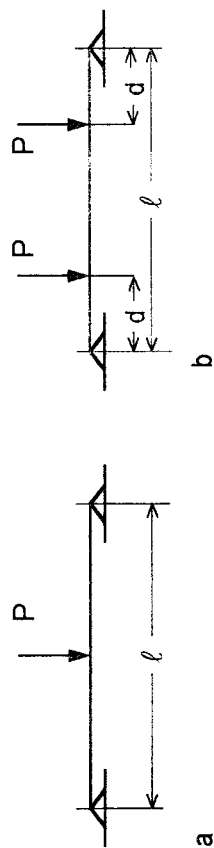


Figura 1.4. Disposición de las cargas para ensayos de flexión. a) No se obtiene flexión simple

El máximo de la función $y = f(x)$ corresponderá a la flecha y su valor variará de acuerdo al modo de aplicación de la carga.

$$\text{a) } f = \frac{1}{48} \frac{P \times \ell^3}{E \times J_x} \quad \text{b) } f = \frac{1}{24} \frac{P \times d}{E \times J_x} (3 \ell^2 - 4 d^2)$$

Sin embargo la determinación matemática de las flechas en el periodo elástico no tiene aplicación en los ensayos de metales en los que sólo interesa, generalmente como simple dato estadístico. La flecha de rotura se registra sobre una regla graduada en milímetros montada en la máquina o en el dispositivo de ensayo.

La disposición de cargas indicada en la figura 1.4a es la empleada

para el ensayo de metales; al no disponerse de pares de fuerzas no se cumple con la definición del esfuerzo, generándose simultáneamente corte, que se desprecia a los fines comparativos, si se adopta la luz entre apoyos dada por las normas.

2) DEFORMACIONES POR ESFUERZOS TANGENCIALES

Si el esfuerzo es tangencial la variación que experimentan las secciones transversales dependerá, según se observa en la figura 1.5, de sus dimensiones, por lo que para definir su aptitud de deformabilidad debe considerarse el máximo deslizamiento referido a la unidad de longitud o altura, obteniéndose la *deformación unitaria por deslizamiento*.

En forma simple puede comprobarse que esta variación unitaria está dada por la tangente trigonométrica de un ángulo, motivo por el cual se la denomina *deformación angular*.

Si consideramos un cuerpo de espesor unitario en el que actúan cargas de deslizamiento, figura 1.5, el rectángulo $ABCD$ se transforma, por efecto del corrimiento, en el romboide $AB'C'D$. El desplazamiento máximo estará dado por el segmento BB' (equivalente a $\Delta\ell$ en tracción), que variará con la altura h ($\equiv \ell_0$)

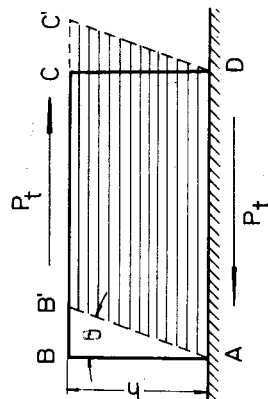


Figura 1.5. Deformación angular.

La deformación unitaria por deslizamiento resultará de acuerdo a la figura igual a:

$$\gamma = \frac{BB'}{h} = \operatorname{tg} \theta$$

θ = ángulo de deslizamiento

Valor que se determina en ensayos de torsión, en cuyo caso y considerando los pares que producen el esfuerzo, se denominan además de *angulares*, *deformaciones tangenciales*.

En corte, los deslizamientos entre las secciones transversales, no son registradas debido a que el esfuerzo va siempre acompañado de otros efectos producidos por el elemento transmisor de cargas (aplastamiento, flexionamiento, etc.)

Cuando se aplican pares de torsión (las secciones transversales se comportan como superficie de revolución, figura 1.6), la deformación angular determina en función de las dimensiones del material, condiciones de ensayo y del ángulo barrido por el radio en el giro de las secciones transversales (ángulo de torsión ρ), para lo cual se requiere el empleo de goniómetros.

En consideración a que la variación angular es muy pequeña, su valor puede expresarse en función del ángulo de torsión en radianes.

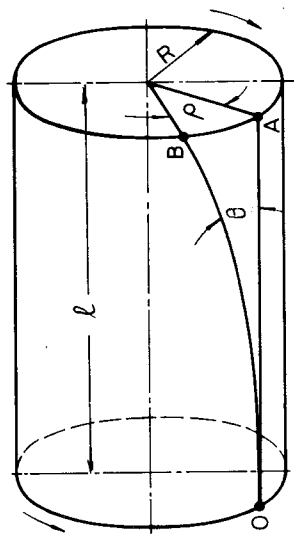


Figura 1.6. Deformación por torsión.

$$\gamma = \operatorname{tg} \theta = \frac{AB}{\ell} = \frac{\rho^2 R}{\ell}$$

deformación angular γ y ángulo de torsión ρ en radianes.

De acuerdo a la magnitud del esfuerzo, a la temperatura y naturaleza del material los deslizamientos angulares pueden ser transitorios (elásticos) o permanentes (plásticos).

La determinación de las tensiones y variaciones angulares en el período elástico del material permiten calcular el módulo de elasticidad transversal (G), que da una medida de la resistencia que opone el material a su deformación elástica, cuando es sometido a tensiones tangenciales.

1.7. TIPOS DE CARGAS

En base a la velocidad de aplicación de las cargas, estas pueden clasificarse en estáticas y dinámicas y a las últimas subdividir las en cargas de choque y repetidas en el tiempo con altas frecuencias.

Las *cargas estáticas* como su nombre lo indica son aquellas que actúan sobre un cuerpo en forma estable y constante o bien, desde el punto de vista

de los ensayos estándar las que se aplican muy lenta y progresivamente.

Las *cargas dinámicas* se obtienen cuando actúan fuerzas en movimiento, las que pueden manifestarse en forma *cuasi instantánea o de impacto* (cargas de choque) o producir esfuerzos variables entre dos límites, que se repiten sistemáticamente un número muy grande de veces (*cargas repetidas*).

Hemos admitido como carga dinámica a las repetidas, por el hecho de que pueden pasar de un valor inferior a otro superior de la tensión dentro del mismo esfuerzo, o bien variar entre valores de distinto signo, en tiempos tan breves que consideraremos sus efectos como el de una carga en movimiento (Ensayos dinámicos de duración: Fatiga).

Además, de acuerdo al modo en que se encuentran aplicadas, las cargas pueden clasificarse en *concentradas y distribuidas*. Son concentradas cuando la superficie de contacto de la fuerza con el cuerpo a que se aplica es despreciable con respecto a la de éste (teóricamente en un punto) y distribuida cuando actúa sobre toda la sección o una porción importante de la misma; esta puede a su vez ser uniformemente o no uniformemente distribuida según que tome o no iguales valores en todos los puntos del área considerada.

Experimentalmente puede verificarse que el comportamiento mecánico de un mismo material sometido a cargas cambia fundamentalmente según el tipo de esfuerzo, variación que también se origina aún bajo un mismo esfuerzo si se pasa de tensiones estáticas a dinámicas, en idénticas condiciones de temperatura, formas, terminados de superficie, etc.

Se acepta en general que el 99 % de las roturas de los materiales en servicio, sin defectos metalúrgicos, se producen por efectos dinámicos, agravados por factores de uso (entallas, corrosión, temperatura, etc.).

1.8. CONSTANTES ELÁSTICAS

Por la acción de fuerzas exteriores, los cuerpos sufren deformaciones, que serán de mayor o menor grado según la magnitud de aquellas y la naturaleza de las mismas. En muchos casos, y siempre que el esfuerzo no exceda de un determinado límite, podemos decir que *las deformaciones unitarias, lineales o angulares, que experimenta el material son proporcionales a las tensiones que soporta*, o sea que, si éstas se duplican o triplican, las deformaciones aumentan en iguales proporciones.

La linealidad entre tensiones y deformaciones, que en el caso de los metales es prácticamente coincidente con la elasticidad del material, queda expresada por la ecuación de una recta considerando como ordenadas a aquellas variables de ensayo, conocida con el nombre de "ley de Hooke", la que sólo se cumple, en la mayoría de los materiales, para bajos valores de cargas con excepción de

los aceros, aleaciones del cobre y del aluminio y metales tratados, que requieren importantes esfuerzos para alcanzar la muy pequeña deformación al límite elástico, cuya determinación debe realizarse con el empleo de instrumentos de gran amplificación, sensibilidad y exactitud (extensómetros).

Las relaciones entre tensiones y deformaciones en el periodo proporcional, presentan coeficientes prácticamente constantes para cada material, fijan la resistencia que opone el metal a su deformación elástica. A estas relaciones se les denomina *Módulo de Elasticidad: Longitudinal* para esfuerzos normales de tracción, compresión y flexión y *Transversal* para torsión.

El conocimiento del o de los módulos de elasticidad no sólo indican la resistencia a la deformación elástica de los materiales, sino que además resultan de importancia en la interpretación matemática de estados de tensión. Reemplaza a las dos variables más comunes a determinar en un ensayo, σ y ϵ en tracción y compresión o τ y γ bajo pares de torsión.

1.8.1 MÓDULO DE ELASTICIDAD LONGITUDINAL

A) POR TRACCIÓN - COMPRESIÓN

Si se somete un cuerpo a la acción de cargas estáticas de tracción o compresión y, sobre un sistema de ejes, se toman como ordenadas los valores de las tensiones σ y como abscisas el de los alargamientos unitarios ϵ (diagrama de ensayo), la ley de Hooke se verifica solamente en el primer tramo recto que pueda presentar el gráfico, como ocurre en los aceros, figura 1.7, y es posible expresarla matemáticamente mediante la fórmula:

$$\epsilon = \alpha \times \sigma \quad (\text{Hooke})$$

Esta expresión, a la que corresponden algunos materiales, presenta para los metales, muy especialmente en los aceros, la particularidad de poder ser aplicada, con gran aproximación, a su periodo elástico; o sea que un periodo inicial recto de un diagrama de ensayo podría en estos casos indicar que el material es elástico hasta determinado límite, que resulta prácticamente coincidente con el de *proporcionalidad*.

La constante α varía con los materiales, denominándose *coeficiente de extensión o alargamiento*, y representa la variación de la deformación específica para una variación unitaria de la tensión, dentro del periodo proporcional.

Sin embargo, prácticamente no se consideran los valores de este coeficiente para clasificar a un material en base a su propiedad de deformación proporcional o elástica, no sólo por presentar una unidad que no resulta usual sino que fundamentalmente por corresponderle valores muy pequeños, adoptándose como *índice de rigidez o capacidad de deformación elástica*

al módulo de Young o de elasticidad longitudinal, que está dado por el valor inverso del coeficiente de extensión: $E = \frac{1}{\alpha}$, de donde $\epsilon = \frac{\sigma}{E}$ y el módulo:

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} = \text{tg } \varphi \times \text{Esc. (fig. 1.7)} \sim E \text{ para aceros} \approx 2.000.000 \text{ kgf/cm}^2$$

fórmula que expresa que el módulo es la relación constante entre la tensión aplicada y la deformación unitaria que ella produce dentro del periodo de proporcionalidad, que en la teoría de la elasticidad se acepta como constante para cada material y temperatura cuando se lo somete a efectos estáticos, lo que permite caracterizar a las aleaciones entre sí, pues a mayor módulo se requiere mayor tensión para igual deformación elástica, resulta por lo tanto, una medida de la rigidez del material de gran aplicación en los proyectos de máquinas y estructuras

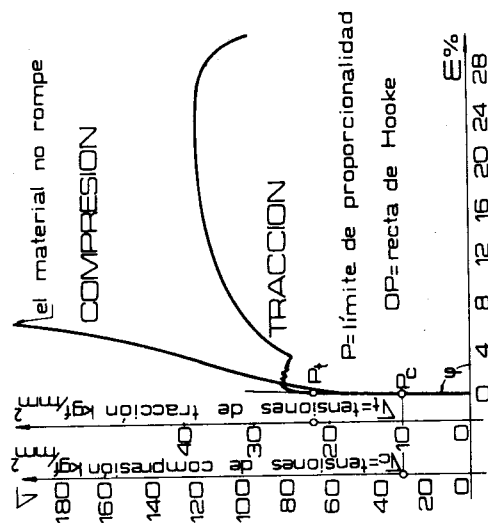


Figura 1.7. Diagramas de acero dúctil (maleable) en tracción y compresión estática, obtenidos sin empleo de extensómetros.

El módulo depende de las fuerzas de enlace entre los átomos de los cristales y corresponde en consecuencia a una propiedad inherente a la estructura cristalográfica del metal, que disminuye con la temperatura (tabla 1.2), y bajo efectos dinámicos producidos por cargas repetidas en tiempos muy breves.

En consideración a que los metales no son continuos ni homogéneos pueden presentar valores ligeramente variables aún con las distintas aleaciones de cada elemento.

Los metales que experimentan deformaciones permanentes desde prácticamente el inicio de aplicación de las cargas, que llamaremos plásticos.

Materiales	Módulo longitudinal en kgf/mm ² y (GPa)		
	Ambiente (0 a 35 °C *)	200 °C	400 °C
Aceros al carbono (bajo carbono < 0,30 %)	21.000 (205)	18.900 (185)	15.800 (155)
Aceros inoxidable 18.8 (Fe - 18 % Cr - 8 % Ni)	19.500 (191)	17.800 (174)	16.000 (157)
Aleaciones de aluminio	7.050 (69)	4.800 (47)	---
Aleaciones de cobre	11.750 (115)	7.990 (77)	---

* temperatura ambiente según norma ASTM

Tabla 1.2. Valores promedios de módulos a distintas temperaturas.

presentan diagramas curvos, no existe por lo tanto una relación sencilla entre tensiones y deformaciones como ocurre para los aceros y aleaciones del cobre y del aluminio, en los que el cálculo del módulo de elasticidad longitudinal se realiza mediante la ecuación de una recta. En estos casos si se dispone del gráfico de ensayo el módulo puede determinarse según tres criterios (ASTM E111):

a) como tangente de la curva en el origen: $\text{tg } \varphi_1$ - figura 1.8a.

b) para cada tensión, mediante la pendiente de la recta que une el origen con el punto considerado: $E_A = \text{tg } \varphi_2 = \frac{\sigma_A}{\epsilon_A}$ (Hooke)

c) determinando la derivada de la función $\sigma - \epsilon$ en el punto: $E_A = \frac{d\sigma}{d\epsilon} = \text{tg } \varphi_3$

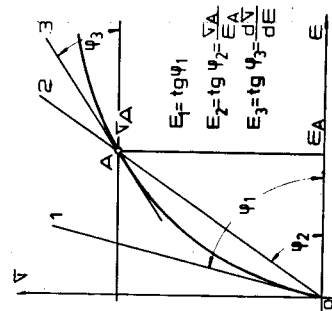


Figura 1.8a. Tensión-deformación de metal plástico.

B) MÓDULO DE ELASTICIDAD POR FLEXIÓN

En el estudio de las deformaciones producidas por cargas que generan esfuerzos de flexión, las flechas se obtienen a partir de la ecuación de la elástica, expresión matemática que presenta entre sus términos al módulo de elasticidad longitudinal.

1.8.2 MÓDULO DE ELASTICIDAD TRANSVERSAL

Cuando se aplican al cuerpo pares de fuerzas que tienden a producir el giro de las secciones transversales en sus planos (torsión), se pueden obtener diagramas de ensayos en los que las coordenadas están referidas a las deformaciones angulares unitarias (γ) y a las tensiones que las producen (τ), figura 1.8b. Estos gráficos presentan generalmente un periodo inicial recto, en cuyo caso y realizando idéntico análisis que para tracción-compresión, podemos expresar:

$$\gamma = \beta \times \tau$$

en donde β es el *coeficiente de deslizamiento o deformación transversal*.

El módulo de *elasticidad transversal* (G) resulta el valor inverso de β , por lo que tenemos:

$$G = \frac{\tau}{\gamma} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{cm}^2}; \text{MPa} \right)$$

el que también admite las mismas consideraciones que el módulo longitudinal E .

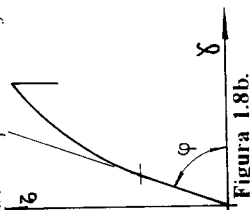


Figura 1.8b.

El módulo G se calcula en ensayos de torsión, en donde los valores de las tensiones tangenciales y deformaciones angulares unitarias se fijan en función de los momentos torsores y ángulos de torsión, los que son de fácil determinación sobre los instrumentos de medida de la máquina de ensayo o del diagrama, como veremos en el capítulo de "Torsión de Metales".

Es por la misma razón que los módulos a emplear en el proyecto de máquinas y estructuras deben solicitarse al laboratorio de ensayos, el que los determinará experimentalmente para cada caso y material.

Para concluir con el estudio realizado para el cálculo de los módulos, diremos que las consideraciones efectuadas corresponden a tensiones y deformaciones por cargas estáticas debido a que bajo la acción de cargas dinámicas repetidas (fatiga), los metales pueden presentar distinto comportamiento, no resultando exactamente aplicable la ley de Hooke, pues el cese del esfuerzo, aun dentro del periodo elástico, no siempre trae aparejada la eliminación inmediata de las deformaciones que produce, requiriendo el material un cierto tiempo para recobrar su longitud primitiva (la recuperación es asintótica con los tiempos), verificándose que la recta de esfuerzos crecientes puede transformarse en una curva cuando se elimina o se invierte la carga, con lo que se obtiene un gráfico similar al de histéresis (*deformaciones pseudoelásticas*).

Si la aplicación de las cargas son repetidas en tiempos muy breves, de tal modo que no se llegue a permitir la recuperación elástica total del material,

las deformaciones acumuladas disminuyen los valores de los módulos, al disminuir las pendientes de las tangentes de la curva, lo que exige la determinación del módulo dinámico.

1.8.3 COEFICIENTE DE POISSON - MÓDULO VOLUMÉTRICO

Si una barra es sometida a una carga normal, que puede ser de tracción, experimenta un alargamiento longitudinal a expensas de la contracción de sus secciones transversales.

El cociente, dentro del periodo elástico, entre la contracción transversal unitaria (μ) y el alargamiento unitario en sentido axial ($\varepsilon = \varepsilon_a$), se denomina *coeficiente o relación de Poisson* (μ) y representa otra importante constante elástica de los materiales, que permite entre otras aplicaciones, relacionar en forma sencilla a los módulos E y G , y facilitar el estudio de la relación entre las tensiones y deformaciones a que puede estar sometido un punto de una sección.

$$\mu = - \frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_a}$$

$\varepsilon_t = \frac{d_0 - d}{d_0}$; siendo d_0 y d los diámetros inicial y final respectivamente.

Si se considera que las variaciones longitudinales y transversales no modifican el volumen del material, la relación de Poisson resulta una constante para cada aleación hasta el límite de elasticidad, a partir del cual aumenta progresivamente alcanzando un máximo teórico de 0,5 en el periodo plástico, valor éste que a los fines prácticos se adopta como constante en todo su transcurso.

El coeficiente de Poisson para el periodo elástico de los aceros resulta variable entre 0,28 a 0,31, para aleaciones del aluminio y del cobre entre 0,28 y 0,33 (tabla 2. Apéndice II).

El análisis matemático que relaciona a los coeficientes elásticos puede obtenerse en textos de Resistencia de Materiales, los que indican:

$$G = \frac{E}{2(1 + \mu)} \quad \text{y} \quad \mu = \frac{E}{2G} - 1$$

En el estado triple y a partir de la deformación en volumen, compresión triaxial, que puede experimentar un material, frecuentemente en estados de presión hidrostática, se considera una constante K denominada *módulo volumétrico de elasticidad*.

$$K = \frac{\sigma_m}{\Delta v} = \frac{-P}{\Delta v} = \frac{1}{\beta} \quad \text{y en relación a otras constantes: } K = \frac{E}{3(1 - 2\mu)}$$

σ_m = Tensor de la tensión media o hidrostática P = Presión hidrostática
 β = Compresibilidad

Si bien los cálculos de las constantes elásticas se basan en determinaciones estáticas de tracción y torsión, y las tablas que generalmente se emplean dan valores obtenidos en estas condiciones, experiencias recientes los determinan mediante el empleo de efectos dinámicos y rayos X.

Para el cálculo de E y G se emplean métodos resonantes o de impulso; en el primer caso parten del principio de que las constantes elásticas varían con la relación entre las frecuencias de oscilaciones mecánicas con que el material puede excitarse (10^2 a 10^5 Hz) y la frecuencia de las oscilaciones que se generan en el mismo. La resonancia entre ambas frecuencias da la medida del módulo.

El método de impulso considera la variación de la velocidad del sonido (impulsos ultrasónicos) que define, en ciertas condiciones, la elasticidad del material o medio donde aquel se propaga.

El cálculo del coeficiente de Poisson se realiza analizando la difracción de rayos X, determinando el período en la red cristalográfica del material sometido a cargas estáticas.

1.9. TENSIONES DE CORTE SOBRE PLANOS PERPENDICULARES

Si se tiene un cuerpo elemental o una pequeña porción de un material de sección rectangular como el indicado en la figura 1.9, sometido a un esfuerzo cortante (τ_1) sobre el plano de la cara superior (BC), no es posible conseguir el equilibrio mediante sólo otro esfuerzo igual y de sentido contrario que actúe en el plano inferior (AD), debido a que de ellos resulta un par que produce un momento de giro, sino que es necesario, para establecer dicho equilibrio, que se genere otro par igual y opuesto sobre las caras que forman un ángulo recto con las anteriores (Cauchy).

Fácil resulta demostrar que las tensiones de corte que concurren a un vértice son iguales, si suponemos para ello al elemento de espesor unitario y se determina, en primer lugar, el valor de las fuerzas que actúan sobre sus caras.

$$\text{Caras BC y AD} \quad \tau_1 = \frac{P_{T1}}{S_1} = \frac{P_{T1}}{BC \times 1} \quad \text{de donde} \quad P_{T1} = \tau_1 \times BC$$

en la que P_{T1} es la fuerza actuante en la cara BC (y AD) que genera la tensión τ_1 en el área S_1 .

Igualmente

$$\text{Caras AB y CD} \quad \tau_2 = \frac{P_{T2}}{S_2} = \frac{P_{T2}}{AB \times 1} \quad \text{de donde} \quad P_{T2} = \tau_2 \times AB$$

Si, como hemos propuesto, el sistema está en equilibrio, la suma algebraica de los momentos de los pares debe ser igual a cero. Considerando como positivo al par que tiende a producir una rotación en el sentido de movimiento de las agujas del reloj, y negativo en caso contrario, se tiene:

$$P_{T1} \times AB - P_{T2} \times BC = 0$$

(AB y BC brazos de los pares respectivos)

reemplazando

$$\tau_1 \times BC \times AB = \tau_2 \times BC \times AB$$

$$\tau_1 = \tau_2$$

De lo que deducimos, que no puede existir un esfuerzo cortante en una determinada dirección en un cuerpo en equilibrio, sin que se genere otro igual, que produzca un par opuesto, en la dirección perpendicular a la anterior.

Es importante señalar que en el estudio realizado no influyen en absoluto las dimensiones del cuerpo, por lo que, sin entrar a otras consideraciones, es aplicable para todos los casos.

Esta demostración reviste importancia en materiales sometidos a torsión y en el estudio de tensiones en un punto.

En el análisis de las roturas por torsión, las tensiones tangenciales aplicadas en los planos transversales, que generan iguales efectos en los planos diametrales, permiten deducir el mecanismo de las fracturas y clasificar al material por su mayor o menor aptitud a ser deformado.

En el estudio de las tensiones actuantes en planos inclinados deben considerarse independientemente las componentes normales y tangenciales de τ_1 y τ_2 , superponiendo sus efectos.

1.10. TENSIONES EN UN PUNTO - ESTADOS DE TENSION

Si como hemos indicado los metales están conformados por millones de monocristales orientados en todas direcciones imaginables, debido a lo cual y por compensación los consideramos como cuasi isótropos, en piezas y estructuras sometidas a fuertes esfuerzos dinámicos y en aquellos mecanismos que además de sus formas irregulares se ven afectados por distintos estados de tensión, se impone el análisis por puntos, en virtud que los proyectos que determinan sus dimensionamientos, parten de conceptos y teorías que no siempre alcanzan a satisfacer sus exigencias de uso. Criterio que puede extenderse a los estados estáticamente indeterminados o hiperestáticos en razón que presentan mayores incógnitas que ecuaciones de resolución (ecuaciones de equilibrio).

Para el estudio experimental "por puntos" se recurre generalmente al análisis fotoelástico (luz polarizada que incide sobre maquetas o películas de material birrefringentes) y a calibres eléctricos de resistencia óhmica variable

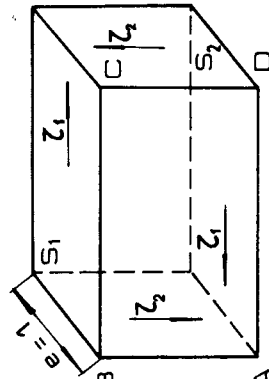


Figura 1.9. Esfuerzos cortantes en planos perpendiculares

(Strain Gages: SG), métodos posibles de utilizar sobre las máquinas o en sus prototipos, o bien mediante el análisis por elementos finitos.

El estudio de tensiones por puntos de un cuerpo sometido a cargas se realiza en "Resistencia de Materiales", que analiza las relaciones matemáticas que surgen entre las tensiones normales y tangenciales, por lo que sólo desarrollamos su parte conceptual para llegar a fórmulas que permitan calcular experimentalmente efectos en el campo de la elasticidad (Hooke).

Si se toma un cuerpo sometido a un sistema de fuerzas exteriores en equilibrio como indica la figura 1.10, y efectuamos en él un corte hipotético, ambas partes tenderán a moverse según la recta de acción de las resultantes que actúan sobre ellas, por lo que podemos suponer, cuando no se secciona al mismo, que el efecto de las cargas es absorbido, para mantener el equilibrio, por las fuerzas interiores de cohesión (esfuerzo); es evidente que estas fuerzas, que están distribuidas sobre el corte imaginario, presentarán una resultante igual y de sentido contrario que la de las fuerzas exteriores de la parte del cuerpo considerada.

Si el esfuerzo actúa uniformemente distribuido sobre la superficie, todos sus puntos soportarán iguales tensiones, en cambio en nuestro caso, que es el más general, suponemos que el esfuerzo varía de un punto al otro, por lo que, si se toma un elemento ΔS , definido por la normal n y sobre el que actúa una fuerza interna ΔP , la tensión en el punto A contenido en el elemento resulta:

$$p = \lim_{\Delta S \rightarrow 0} \frac{\Delta P}{\Delta S} = \frac{dp}{ds}$$

de donde se deduce que la *tensión en un punto* es igual a la fuerza interior que actúa sobre la diferencial del área a la que pertenece.

El valor así obtenido se refiere a un plano, por lo que resultan infinitos para cada punto, al ser infinitos los planos que contienen, de allí la necesidad de definirlos según su normal.

El estado de tensión de un punto se conocerá cuando se determinen las tensiones que corresponden a todos los planos que pasa por él.

Para determinar el estado de tensión de un punto de un cuerpo sometido a cargas, bastará conocer las tensiones que se generan sobre un cubo elemental que lo contenga y en el que se supone que la tensión que actúa sobre cada una de sus caras está uniformemente distribuida.

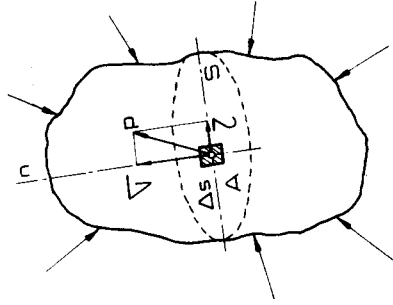


Figura 1.10. Tensión en un punto.

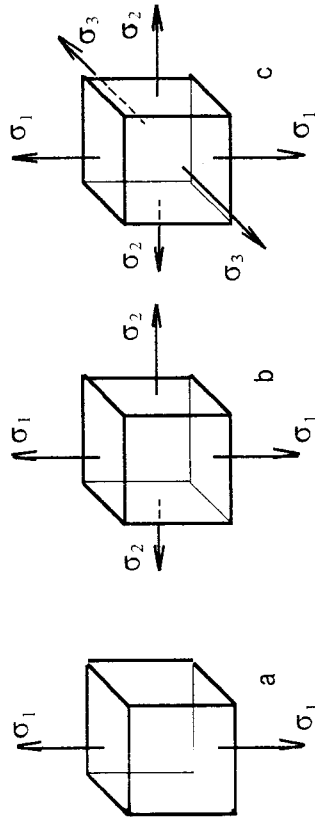


Figura 1.11. Tensiones principales en estados: a) simple; b) doble; c) triple.

Si el cubo elemental que contiene al punto está afectado en todas sus caras por tensiones normales, que pueden ser de tracción o compresión, se obtendrá un estado *triple o espacial de tensiones* como el indicado en la figura 1.11c, que corresponde al caso *muy particular* en el que todas las tensiones resultan las principales, las que se individualizan con subíndices numéricos (σ_1 , σ_2 y σ_3).

Si una de las tensiones normales se hace igual a cero se obtiene el estado *doble o plano de tensiones*, figura 1.11b, (σ_1 y σ_2), y por último puede obtenerse el estado *simple o lineal* cuando son dos las tensiones que se anulan (σ_1), figura 1.11a.

1.11. ESTADO DOBLE DE TENSIONES

El estudio de los esfuerzos que se generan bajo tensiones en dos direcciones de aplicación en los elementos metálicos en los que una de sus dimensiones resulta pequeña con respecto a las otras dos, como ocurre en recipientes que contienen fluidos a presión o en planchas y perfiles de poco espesor afectados por estados múltiples de tensiones.

En estas condiciones para determinar el estado de tensión en un punto A es

necesario conocer las componentes de la tensión actuante para cualquier orientación de los ejes que pasan por el punto. Si consideramos un plano oblicuo a-a, figura 1.12a, normal a la chapa o perfil (espesor), o sea al considerado como de tensiones normales nulas ($\sigma_z = 0$) el volumen elemental de estudio podrá ser proyectado en el plano principal conocido. Se obtendrá así un elemento en equilibrio, figura 1.12b, sobre cuyas caras actuarán sendas fuerzas exteriores (interiores del cuerpo al que pertenecen), al que serán aplicables las ecuaciones de equilibrio que nos da la estática, pudiendo realizarse el estudio en forma conjunta o independientemente superponiendo los efectos.

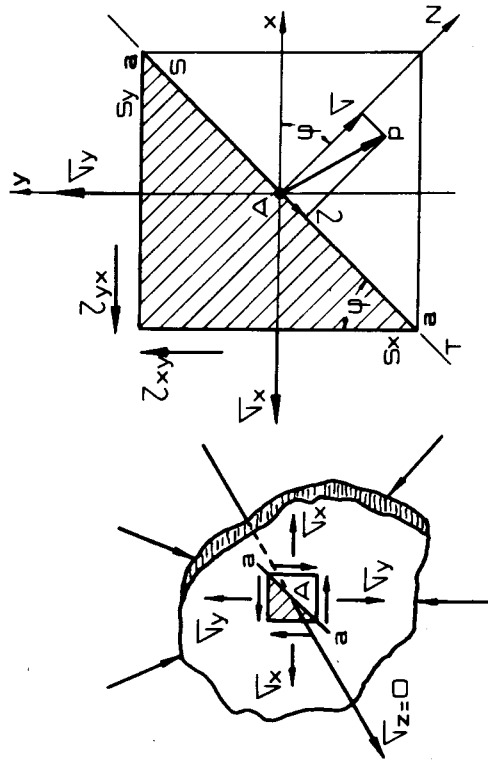


Figura 1.12. Estado doble de tensiones.

Si las tensiones actuantes en el punto en el plano considerado no son las principales, estará sometido a sus componentes normales y tangenciales, estas últimas que convergen en los vértices del plano elemental, se identifican con dos subíndices, correspondiendo el primero al plano en el que están aplicadas y el segundo al eje paralelo a su dirección.

Las ecuaciones de equilibrio de los esfuerzos elementales nos permitirán obtener el valor de las tensiones normales y tangenciales en uno cualquiera de los infinitos planos que contienen al punto, con la única condición de conocer las actuantes en un par de planos normales entre sí (x e y), que pasen por el punto.

Tomando como ejes de proyección al par $N-T$, normal y tangencial al plano oblicuo, y recordando que cuando actúan tensiones de deslizamiento se originan tensiones iguales en planos perpendiculares, se tiene:

$$\begin{aligned}\sigma \cdot S &= \sigma_x \times S_x \times \cos \varphi + \sigma_y \times S_y \times \sin \varphi + \tau_{yx} \times S_x \times \sin \varphi + \tau_{xy} \times S_y \times \cos \varphi \\ \tau \cdot S &= \sigma_x \times S_x \times \sin \varphi + \sigma_y \times S_y \times \cos \varphi + \tau_{xy} \times S_x \times \cos \varphi - \tau_{yx} \times S_y \times \sin \varphi\end{aligned}$$

$$\text{Si} \quad \tau_{xy} = \tau_{yx}$$

llamando S al área de la sección inclinada, se tiene:

$$S_x = S \times \cos \varphi \quad \text{y} \quad S_y = S \times \sin \varphi$$

reemplazando y simplificando nos queda:

$$\sigma = \sigma_x \times \cos^2 \varphi + \sigma_y \times \sin^2 \varphi + \tau_{xy} \times 2 \sin \varphi \cos \varphi$$

$$\tau = (\sigma_y - \sigma_x) \times \sin \varphi \cos \varphi + \tau_{xy} \times (\cos^2 \varphi - \sin^2 \varphi)$$

teniendo

$$\cos^2 \varphi = \frac{1 + \cos 2\varphi}{2}$$

$$\sin^2 \varphi = \frac{1 - \cos 2\varphi}{2}$$

$$2 \sin \varphi \cos \varphi = \sin 2\varphi$$

se obtendrá:

$$\sigma = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} + \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \cos 2\varphi + \tau_{xy} \sin 2\varphi \quad (a)$$

$$\tau = \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \sin 2\varphi + \tau_{xy} \cos 2\varphi \quad (b)$$

(1.1)

teniendo en cuenta que las tensiones normales son las responsables de la rotura de los metales, conocer el valor máximo (tensiones principales) que puedan alcanzar para un estado de carga dado y los planos en que actúan (planos principales), será de gran importancia para predecir o prevenir las formas de rotura.

Derivando las ecuaciones anteriores e igualándolas a cero, tendremos la diferenciación de los planos de tensiones normales máximas y mínimas.

$$\frac{d\sigma}{d\varphi} = 2 \tau_{xy} \times \cos 2\varphi - (\sigma_x - \sigma_y) \sin 2\varphi = 0$$

$$\operatorname{tg} 2\varphi_0 = \frac{2\tau_{xy}}{(\sigma_x - \sigma_y)} \quad (1.2)$$

en donde φ_0 es el ángulo que define a los planos que cumplen la condición anterior, de hacer máxima a la tensión normal, cuyo duplo admitirá dos valores que son solución de la ecuación, que difieren en 180° , se tendrán entonces dos ángulos desplazados en 90° (φ_0 y $\varphi_0 + \frac{\pi}{2}$), que nos dice que los *planos principales son normales entre sí*.

Por otra parte, si al $\operatorname{sen} 2\varphi$ y $\cos 2\varphi$ lo consideramos en función de la tangente del duplo del ángulo, para $\varphi = \varphi_0$, de acuerdo a la expresión (1.2), tenemos:

$$\begin{aligned} \cos 2\varphi &= \pm \frac{1}{\sqrt{1 + \operatorname{tg}^2 2\varphi}} = \pm \frac{(\sigma_x - \sigma_y)}{\sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2}} \\ \operatorname{sen} 2\varphi &= \pm \frac{\operatorname{tg} 2\varphi}{\sqrt{1 + \operatorname{tg}^2 2\varphi}} = \pm \frac{2\tau_{xy}}{\sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2}} \end{aligned}$$

ecuaciones que, reemplazadas en la (1.1a.), dan la expresión de las tensiones normales máximas y mínimas de un estado bidimensional, doble o plano, para las cuales las de corte se anulan.

$$\begin{aligned} \sigma_{\max} &= \sigma_1 = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2} \\ \sigma_{\min} &= \sigma_2 = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} - \frac{1}{2} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2} \end{aligned} \quad (1.3)$$

Procediendo en forma análoga se pueden calcular los máximos y mínimos de las tensiones tangenciales:

$$\frac{d\tau}{d\varphi} = \cos 2\varphi (\sigma_x - \sigma_y) + 2 \operatorname{sen} 2\varphi \times \tau_{xy} = 0$$

llamando φ_1 a φ , tenemos:

$$\operatorname{tg} 2\varphi_1 = -\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2\tau_{xy}}$$

reemplazando en (1.1b) :

$$\tau_{\max/\min} = \pm \frac{1}{2} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2} \quad (1.4)$$

En las secciones de esfuerzos cortantes máximos y mínimos, las tensiones normales desaparecen sólo en casos particulares.

Si sumamos las expresiones (1.3), verificamos la condición invariante que:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = \sigma_x + \sigma_y$$

1.11.1 TENSIONES NORMALES Y TANGENCIALES EN FUNCIÓN DE LAS PRINCIPALES

Si se anulan las tensiones tangenciales que aparecen sobre el elemento, lo que tiene lugar cuando los planos de referencia son los principales, las ecuaciones (1.1) se transforman en:

$$\begin{aligned} \sigma &= \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cos 2\varphi \\ \tau &= \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \operatorname{sen} 2\varphi \end{aligned}$$

De igual manera las máximas tensiones tangenciales, ecuación 1.4, pueden expresarse como:

$$\tau_{\max/\min} = \pm \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \quad (1.5)$$

Expresión de importancia en el análisis de los mecanismos de deformación de los metales, siendo $\sigma_1 > \sigma_2$ para $\sigma_3 = 0$.

1.11.2 CÍRCULO DE MOHR

La interpretación gráfica de las fórmulas (1.3) y (1.4) se puede realizar en forma rápida y simple, sobre un sistema de ejes coordenados, los valores de las tensiones máximas y mínimas o bien las que corresponden a cualquier plano.

Para su construcción se consideran en abscisas, con su signo, las tensiones normales que actúan sobre el elemento ($\sigma_x - \sigma_y$) y en ordenadas las tangenciales (τ_{xy}), que serán positivas cuando generen momentos en sentido horario con respecto a un punto interior al elemento de superficie en estudio.

Llevando sobre el eje de tensiones normales los valores de σ_x y σ_y (+ para tracción), quedan definidos los puntos E y F de la figura 1.13a; desde estos puntos trazamos las ordenadas τ_{xy} y τ_{yx} , fijando T y T', cuyas coordenadas

nos dan las tensiones normales y tangenciales de los planos identificados por los ejes x e y .

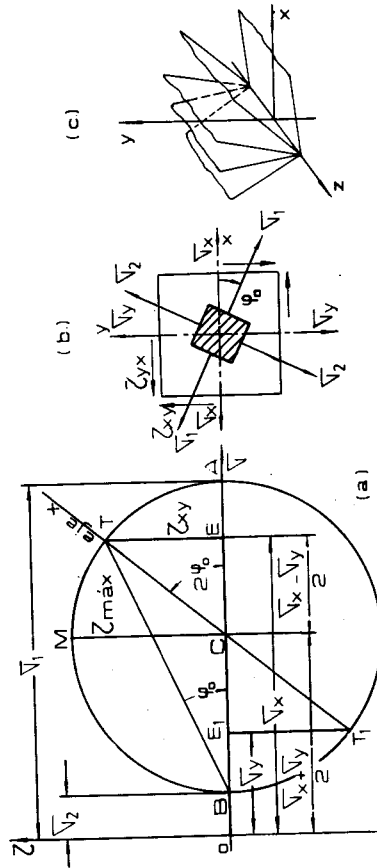


Figura 1.13. Círculo de Mohr para el estado doble de tensiones.

Uniendo T y T_1 la recta obtenida corta el eje de abscisas en C ; si con centro en este punto trazamos una circunferencia de radio CT o CT_1 , obtenemos la representación gráfica de la deducción analítica dada por las ecuaciones (1.1), en función de los parámetros σ_x , σ_y y τ_{xy} . Representación válida para el haz de planos que tiene por eje la dirección z , la que por hipótesis es la principal de tensiones normales nulas ($\sigma_z = \sigma_3 = 0$), figura 1.13c.

El círculo de Mohr nos da directamente (considerando la escala utilizada para su construcción) los valores máximos y mínimos de las tensiones normales y tangenciales (ecuaciones 1.3 y 1.4).

a) La intersección del círculo con el eje σ , fija los valores de las tensiones principales.

$$\sigma_1 = \overline{OC} + \overline{CA} = \overline{OC} + \overline{CT}$$

$$\sigma_2 = \overline{OC} - \overline{CT}$$

$$\sigma_{1/2} = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} \pm \frac{1}{2} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2} \quad (1.3)$$

b) El radio del círculo determina el valor de las tensiones tangenciales límites.

Del triángulo CT_1T , por Pitágoras se tiene:

$$\overline{CT} = \overline{CM} = \tau_{\max/\min} = \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}\right)^2 + 4\tau_{xy}^2}$$

c) El radio que pasa por T define el ángulo que los planos principales forman con los ejes perpendiculares, pues se verifica la condición de máximo y mínimo dada por la ecuación 1.2.

$$\tan 2\phi_0 = \pm \frac{2\tau_{xy}}{(\sigma_x - \sigma_y)}$$

d) La suma de las tensiones normales en planos perpendiculares resulta constante:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = \sigma_x + \sigma_y$$

e) Las tensiones tangenciales en planos perpendiculares son iguales y de distinto signo.

f) Las tensiones principales forman entre sí un ángulo de 90° y las tangenciales se encuentran desplazadas en 45° con respecto a aquellas.

Del análisis anterior se verifica que los ángulos obtenidos en el círculo resultan dobles con respecto al de los planos considerados.

1.11.3 ESTADO SIMPLE DE TENSIÓN

El estado simple de tensión no es más que un caso particular del estado doble, presentando una sola tensión principal, que ser de tracción o compresión.

Si en las ecuaciones del estado doble (1.1)

$$\sigma = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} + \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \cos 2\phi + \tau_{xy} \times \sin 2\phi$$

$$\tau = \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \sin 2\phi + \tau_{xy} \times \cos 2\phi$$

Hacemos $\sigma_y = 0$ y $\tau_{xy} = \tau_{yx} = 0$, obtenemos las expresiones a aplicar para

el estado simple:

$$\sigma = \frac{\sigma_x}{2} + \frac{\sigma_x}{2} \cos 2\varphi = \sigma_x \left(\frac{1 + \cos 2\varphi}{2} \right)$$

$$\sigma = \sigma_x \times \cos^2 \varphi \quad (a)$$

$$\text{de igual forma: } \tau = \frac{\sigma_x}{2} \sin 2\varphi \quad (b)$$

en donde llamamos φ al ángulo formado por el plano en el que actúa la tensión normal aplicada y el sometido a estudio, o bien al que forma la dirección positiva del esfuerzo con la normal al plano.

La aplicación de las fórmulas (1.3) y (1.4) nos permite determinar los valores máximos para las tensiones normales y tangenciales, bajo un estado de tensión simple.

$$\sigma_{\max} = \sigma_1 = \sigma_x; \text{ Si } \tau g 2\varphi_0 = 0 \quad \therefore \varphi_0 = 0^\circ$$

$$\sigma_2 = 0$$

$$\tau_{\max} = \pm \frac{\sigma_x}{2}; \text{ Si } \tau g 2\varphi_1 = 0 \quad \therefore \varphi_1 = 45^\circ$$

$$135^\circ$$

De esta manera, podemos indicar las tensiones máximas que se generan cuando el material está sometido a un esfuerzo de tracción, figura 1.14.

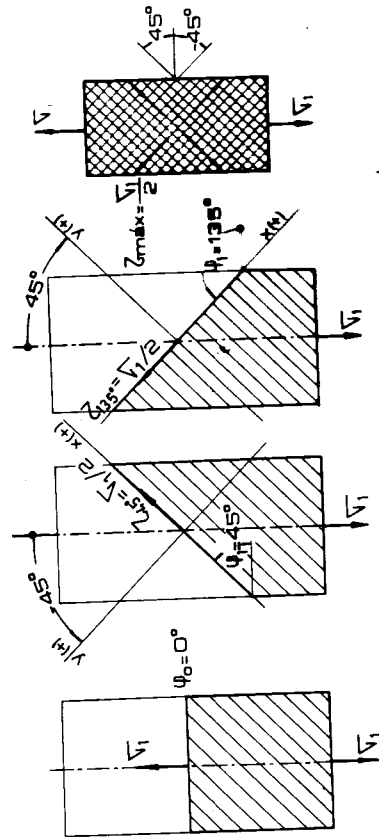


Figura 1.14. Tensiones máximas en tracción simple

El círculo de Mohr para el estado de tensión simple se simplifica, con

respecto al obtenido para el estado doble, y al igual que éste permite deducir todas las ecuaciones a aplicar, figura 1.15.

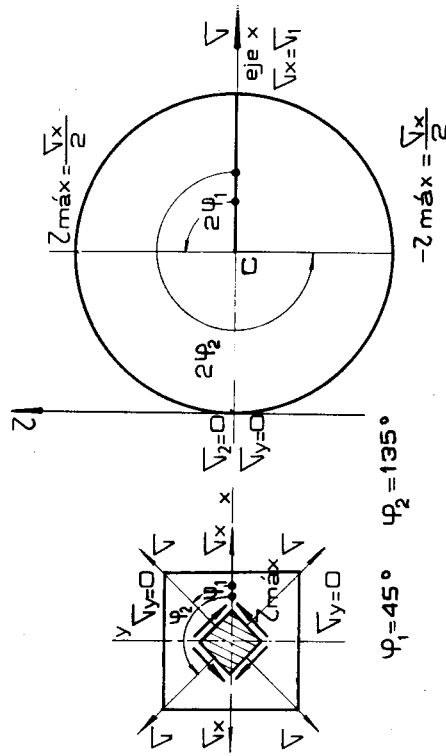


Figura 1.15. Círculo de Mohr para el estado de tracción simple.

1.12. ESTADO TRIPLE DE TENSIÓN

El estado triple de tensión se presenta cuando el paralelepípedo elemental se encuentra tensionado por sus tres caras fundamentales (xy , xz e yz), figura 1.16a, y su estudio, si bien puede efectuarse analíticamente aplicando las condiciones de equilibrio sobre los tres ejes de coordenadas, para facilitar la explicación, lo realizaremos en base al círculo de Mohr, mediante el que es posible conocer las circunferencias correspondientes a las dos tensiones principales extremas, que

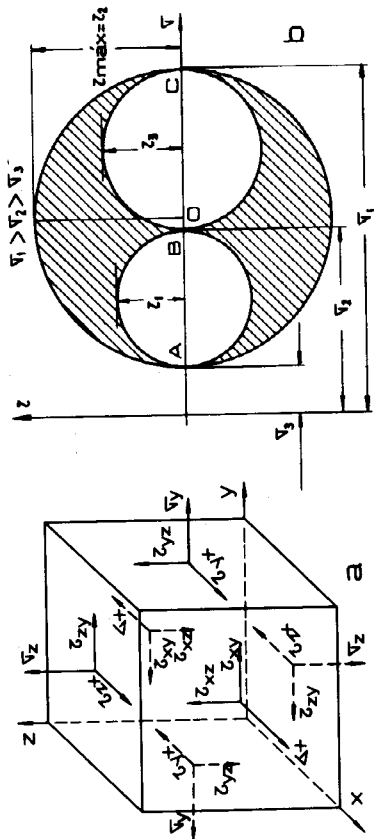


Figura 1.16. Círculo de Mohr para el estado triple de tensión.

resuelven generalmente el problema desde el punto de vista de la resistencia.

De esta manera, si recordamos que, en el estudio del estado doble, los planos de corte analizados debían ser perpendiculares al que forman las tensiones aplicadas, el estado triple puede subdividirse de dos en dos, es decir que, si consideramos los planos que pasan por cada uno de los ejes, en ellos sólo actuarán las tensiones que se generan en el plano formado según las otras dos direcciones, o sea que en las secciones hipotéticas que contienen al eje x , actuarán σ_2 y σ_3 ; al eje y : σ_1 y σ_3 ; y al z : σ_1 y σ_2 ; de esta manera, conociendo las tensiones principales, son aplicables las fórmulas del estado doble, por lo que se obtienen tres circunferencias, como indica la figura 1.16b.

Mediante el círculo AB se determinan las tensiones para planos normales al eje yz , o sea, para aquellos que pasan por el eje x ; en el BC , las que corresponden a los que pasan por z , y en el AC a los que contienen al y . Para secciones inclinadas con respecto a los tres ejes y cuyas normales forman con los mismos los ángulos α , β y γ , las componentes normales y tangenciales corresponderán a las proyecciones de un punto contenido en la zona rayada de la figura, en la que se comprueba, además, que:

$$\tau_1 = \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2}$$

$$\tau_{\max} = \begin{cases} \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \\ \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \end{cases}$$

expresiones que nos dicen que la tensión tangencial máxima es igual al radio de la circunferencia que fija los valores de las tensiones normales extremas, teniendo lugar en planos a 45° con respecto a las mismas.

Para realizar el análisis de la representación de Mohr hemos considerado que $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$ y elegimos la terna de referencia x y z coincidente con las direcciones principales 1 - 2 y 3 respectivamente.

1.12.1 CÍRCULO DE MOHR GENERALIZADO PARA EL ESTADO DOBLE DE TENSIONES

El análisis del estado doble de tensiones (ítem 1.11) fue realizado a partir de la hipótesis de que las tensiones normales y tangenciales tienen componentes exclusivamente en el plano xy en estudio, hecho válido únicamente en el caso que el cuerpo tenga una de las dimensiones despreciable frente a las demás, tal como ocurre en los cuerpos de calderas, o en condiciones especiales de sollicitación exterior.

En general, deberán analizarse las componentes de tensión en tres direcciones ortogonales aún en el caso en que una de las tensiones principales sea nula. Este hecho, desde el punto de vista gráfico, lleva a la existencia de 3 circunferencias de Mohr, como hemos visto para el estado triple, cualquiera sea el estado considerado.

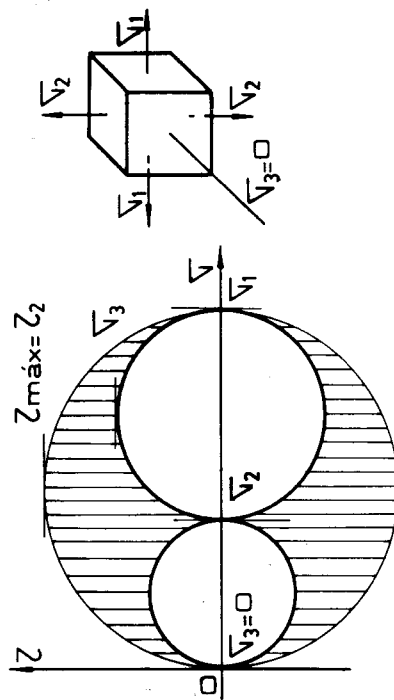


Figura 1.17. Círculo de Mohr tridimensional de un estado de tracción doble.

En nuestro caso, teniendo definida la circunferencia del haz de planos que pasan por el eje z (figura 1.13), por ser $\sigma_3 = \sigma_z = 0$, el trazado de las correspondientes a los otros dos ejes coordenados es inmediato, figura 1.17. En el círculo de Mohr así construido puede observarse que la máxima tensión tangencial no se produce en la familia de planos del eje z , sino en otra serie de planos coordenados sobre la que también actúan las tensiones σ_1 y σ_2 .

Sin embargo, este hecho no es apreciable en la representación bidimensional.

1.13. DEFORMACIONES ELÁSTICAS EN UN PUNTO

Las tensiones hasta aquí estudiadas producen, en los cuerpos sobre los que actúan, deformaciones longitudinales y transversales; como consecuencia entonces del estado de tensión de un punto, para conocer la deformación en el mismo, será necesario determinar las que corresponden a todos los planos que pasan por él.

a) Deformaciones longitudinales producidas por deformaciones normales y tangenciales

La determinación de las deformaciones admiten las mismas consideraciones que el estudio de tensiones, por lo que sólo nos referiremos a las fórmulas finales, que resultan las de cálculo. Es así que la deformación longitudinal

unitaria producida por tensiones normales y tangenciales resulta:

$$\varepsilon = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} + \frac{\varepsilon_x - \varepsilon_y}{2} \cos 2\varphi + \frac{\gamma_{xy}}{2} \operatorname{sen} 2\varphi$$

fórmula similar a la (1.1) del estudio de tensiones, en las que se reemplaza a las mismas por las deformaciones longitudinales que producen y a la mitad de la deformación angular que origina τ_{xy} .

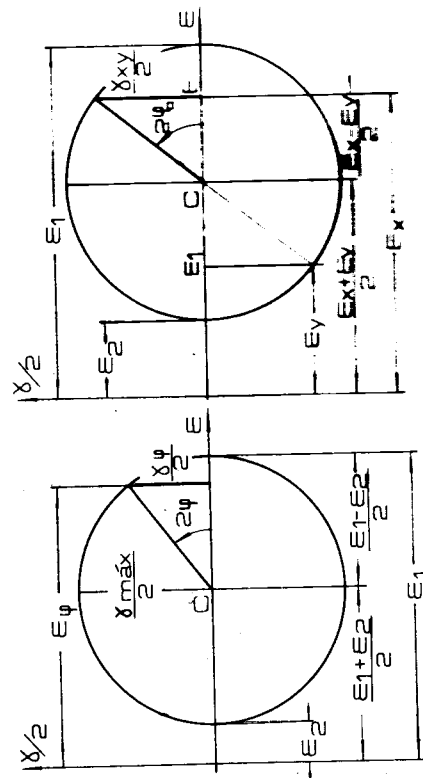
Derivando e igualando a cero, obtenemos la condición que debe cumplir el ángulo para obtener los valores de las deformaciones principales, a la que corresponde dos valores de un ángulo φ_0 , que difieren en 90° .

$$\operatorname{sen} 2\varphi_0 = \frac{\gamma_{xy}}{\varepsilon_x - \varepsilon_y}$$

Las deformaciones longitudinales máximas producidas por σ_x , σ_y y τ_{xy} , resultan:

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\max} &= \varepsilon_1 = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} \pm \frac{1}{2} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + \gamma_{xy}^2} \\ \varepsilon_{\min} &= \varepsilon_2\end{aligned}$$

a) Deformaciones tangenciales producidas por deformaciones normales y tangenciales.



a) En función de ε_1 y ε_2 b) En función de γ_{xy} y γ_{xy}

Figura 1.18. Círculo de Mohr de deformaciones

Las deformaciones unitarias tangenciales máximas y mínimas producidas por σ_x y σ_y por una parte, y por τ_{xy} por otra, resultan:

$$\gamma_{\max/\min} = \pm \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + \gamma_{xy}^2}$$

A estas mismas expresiones se llega empleando el círculo de Mohr de deformaciones, figura 1.18.

1.14. RELACIÓN ENTRE TENSIONES DEFORMACIONES ELÁSTICAS

Si suponemos un paralelepípedo sometido a un estado triaxial de tensiones y, en el caso particular de que las normales a sus caras resulten las principales (en la figura 1.16, σ_x , σ_y y σ_z , resultan σ_1 , σ_2 y σ_3 , respectivamente), la componente de las deformaciones según la dirección de x , resulta de considerar el alargamiento producido por σ_1 (ε_1) y los acortamientos que, según la condición de Poisson, originan σ_2 y σ_3 .

Llamando ε_1 al valor resultante de la superposición de las tres deformaciones en la dirección considerada, tenemos:

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_1' - (\varepsilon_2 + \varepsilon_3)$$

en donde el alargamiento en la dirección de x , de acuerdo con la ley de Hooke, resulta:

$$\varepsilon_1' = \frac{\sigma_1}{E}$$

Por otra parte y, en base a la ecuación de Poisson, podemos medir los acortamientos en las direcciones y y z , en función de las tensiones normales:

$$\mu = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \quad ; \quad \varepsilon_2 = \mu \times \varepsilon_1 = \mu \times \frac{\sigma_1}{E}$$

$$\mu = \frac{\varepsilon_3}{\varepsilon_1} \quad ; \quad \varepsilon_3 = \mu \times \frac{\sigma_1}{E}$$

reemplazando, nos queda:

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma_1}{E} - \frac{\mu}{E} (\sigma_2 + \sigma_3) \quad (a)$$

de igual manera, para los otros dos ejes tenemos:

$$\epsilon_2 = \frac{\sigma_2}{E} - \mu \frac{(\sigma_1 + \sigma_3)}{E} \quad (b) \quad (1.7)$$

$$\epsilon_3 = \frac{\sigma_3}{E} - \mu \frac{(\sigma_1 + \sigma_2)}{E} \quad (c)$$

Para el caso más general, o sea que para el estado plano, la tensión σ_3 se hace igual a cero, por lo que las fórmulas anteriores nos quedan:

$$\epsilon_1 = \frac{\sigma_1}{E} - \mu \frac{\sigma_2}{E} = \frac{1}{E} (\sigma_1 - \mu \sigma_2)$$

$$\epsilon_2 = \frac{\sigma_2}{E} - \mu \frac{\sigma_1}{E} = \frac{1}{E} (\sigma_2 - \mu \sigma_1)$$

y según el eje z , la concentración por efectos de las dos tensiones aplicadas resulta:

$$\epsilon_3 = - \frac{\mu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2)$$

Si consideramos ahora un estado simple de tensión, σ_2 y σ_1 son iguales a cero, por lo que tenemos:

$$\epsilon_3 = \frac{\sigma_1}{E}$$

$$\epsilon_2 = \epsilon_3 = - \mu \frac{\sigma_1}{E}$$

Las ecuaciones anteriores de obtención directa a partir de la ley de Hooke, dan las componentes principales de la deformación a partir de las tensiones principales actuales.

Sin embargo, teniendo en cuenta la imposibilidad de medición directa de las tensiones, las relaciones inversas se calculan en función de la medición de las deformaciones que ellas producen.

Llamando a la variación unitaria de volumen, para pequeñas deformaciones elásticas y, teniendo en cuenta las ecuaciones (1.7), podemos expresar:

$$e = \epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3 = \frac{1 - 2\mu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$$

$$o bien \quad e = \frac{3(1 - 2\mu)}{E} \sigma_m$$

en donde $\sigma_m = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) / 3$, es la tensión media y la relación $1/(3(1 - 2\mu))$ el módulo de elasticidad volumétrico. Esta ecuación y la resolución del sistema (1.7) conducen a las relaciones buscadas:

$$\sigma_1 = \frac{\mu E}{(1 + \mu)(1 - 2\mu)} e + \frac{E}{(1 + \mu)} \epsilon_1$$

$$\sigma_2 = \frac{\mu E}{(1 + \mu)(1 - 2\mu)} e + \frac{E}{(1 + \mu)} \epsilon_2 \quad (1.8)$$

$$\sigma_3 = \frac{\mu E}{(1 + \mu)(1 - 2\mu)} e + \frac{E}{(1 + \mu)} \epsilon_3$$

Relaciones que, para el estado doble de tensiones ($\sigma_3 = 0$) se reducen a:

$$\sigma_1 = \frac{E}{1 - \mu^2} (\epsilon_1 + \mu \epsilon_2)$$

$$\sigma_2 = \frac{E}{1 - \mu^2} (\epsilon_2 + \mu \epsilon_1) \quad (1.9)$$

fórmulas de gran utilización en el estudio de tensiones, mediante el uso de calibre eléctricos resistivos.

1.15. DEFORMACIONES ELÁSTICAS Y ANELÁSTICAS

Aunque hasta aquí hemos supuesto biunívoca y lineal a la relación tensión-deformación para valores de tensiones inferiores al límite elástico práctico (ley de Hooke), el comportamiento real de la mayoría de los materiales hace que deban tenerse en cuenta otras hipótesis, entre ellas la de la *anelasticidad*.

En la deformación de un material perfectamente elástico, la energía de deformación almacenada se transforma en energía de recuperación al cesar la causa deformante, que pone de manifiesto que la *fricción interna o amortiguamiento*, (capacidad de un sólido para convertir en calor la energía mecánica de vibración), es nula, por lo tanto al desaparecer la tensión lo hace simultáneamente la deformación. Bajo estas condiciones la permanencia de la carga no modificará las características del proceso.

A diferencia de estos, en los sólidos reales y para tensiones inferiores al límite elástico anelástico, si bien la deformación puede desaparecer al cesar la sollicitación exterior, ello sólo ocurre en el tiempo, por lo que el proceso anterior no se cumple en las mismas

condiciones. En estos casos se producirá un retardo o amortiguamiento, que se manifiesta en un desfase entre las deformaciones y las tensiones que las originan, denominado por C. Zener (1948) *fenómeno o proceso anelástico*.

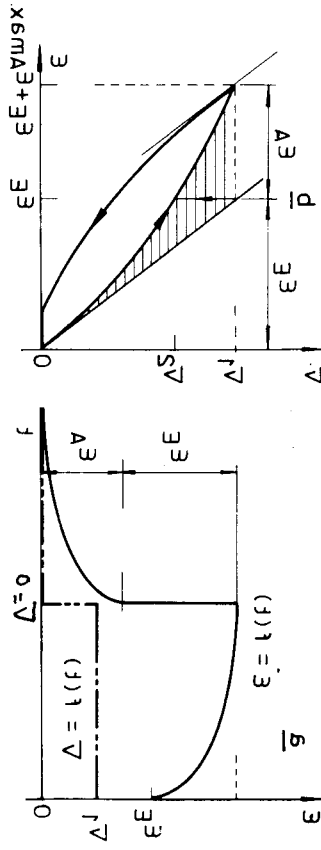


Figura 1.19. a) Componentes elásticas y anelásticas. b) Variación $\sigma - \epsilon$ (período elástico) variando el tiempo de carga.

La consideración del efecto anelástico hace que la deformación deba desdoblarse en dos componentes: una en fase y directamente proporcional a la tensión, deformación elástica (ϵ_E), y otra desfasada con ella que se acrecienta con el esfuerzo y resulta función asintótica del tiempo, llamada *deformación anelástica* (ϵ_A), la figura 1.19a. La tensión instantánea, que produce una deformación elástica instantánea, se mantiene hasta alcanzar el máximo de deformación y la recuperación de la deformación elástica es simultánea a la descarga, no así la anelástica que, aunque desaparece, lo hace de acuerdo a una función del tiempo similar a aquella según la cual se originó.

La deformación anelástica es, por lo tanto, una elástica diferida por cuanto desaparece con el tiempo (el "tiempo de relajamiento" es el que tarda la deformación anelástica para descender a su valor inicial), y se debe a procesos de difusión térmica de las partículas sólidas, a fenómenos de origen magnético y a los mecanismos de deformación de cada metal (relajación de tensiones a través de los límites de grano). Como resultado de la deformación anelástica, la relación tensión-deformación variará con el tiempo de aplicación del esfuerzo.

De manera que, para velocidades de carga lo suficientemente rápidas como para que la deformación sea exclusivamente elástica ($\epsilon_A = 0$), la función será lineal y la constante de proporcionalidad, el módulo de elasticidad.

Con la disminución de la velocidad aparecen las deformaciones anelásticas que, al ser función del tiempo, figura 1.19a., son funciones inversas de la velocidad de variación de la tensión: sólo en el caso en que ésta sea lo suficientemente lenta las deformaciones alcanzarán los máximos ($\epsilon_A \rightarrow \epsilon_{A \max}$) correspondientes a la tensión aplicada.

Al tener la deformación total una componente no lineal y variable para una misma tensión, entre los límites $\epsilon = \epsilon_E$ y $\epsilon = \epsilon_E + \epsilon_{A \max}$, área rayada de la figura 1.19b., la relación tensión-deformación no será ni única ni lineal.

Aunque no existe un sólido perfectamente elástico, en la mayoría de los metales las deformaciones anelásticas son probablemente del orden de $\epsilon_A = 10^{-5}$, pudiendo por lo tanto ser despreciadas desde el punto de vista práctico.

En cambio, en materiales como los morteros y hormigones, el estudio anelástico cobra singular importancia por su sensibilidad al efecto de relajación de tensiones en condiciones impuestas de deformación, definiendo así a la disminución en el tiempo de la tensión para una deformación total constante.

En efecto, si deformamos un sólido anelástico hasta alcanzar un valor prefijado que mantenemos constante, será:

$$\epsilon = \epsilon_E + \epsilon_A = \text{Constante}$$

En estas condiciones, el aumento en el tiempo de la deformación anelástica sólo puede hacerse a expensas de una disminución de la componente elástica. Siendo esta una función directa de la tensión, su disminución será responsable de una disipación o relajación de tensión, observable en la figura 1.19b como la disminución de tensión de σ_1 a σ_2 para ϵ constante.

En general, si el límite elástico aparente no es excedido, toda desviación de la relación lineal entre tensiones y deformaciones, como así también el área encerrada entre las funciones de carga y descarga (histéresis o lazo elástico), son debidas al efecto anelástico. Este área representa la energía disipada en forma de calor por efecto del amortiguamiento durante el ciclo.

Por último, el estudio anelástico no sólo requiere que no se hayan superado los límites elásticos prácticos, sino que además la temperatura debe ser constante dado que la capacidad de amortiguamiento es para cada material, una función de ella.

1.16 DEFORMACIONES PLÁSTICAS

Como resultado de la aplicación de una carga superior al límite elástico de un material, surge una deformación parcialmente irreversible dado que, en estas condiciones, la eliminación del esfuerzo pone de manifiesto que el sólido conserva en forma parcial su capacidad de recuperación elástica, y que existe una componente remanente (que no desaparece) de la deformación total, llamada deformación permanente o plástica (ϵ_p).

La individualización de las componentes de la deformación en el período plástico la realizaremos a través de un ciclo cerrado, con mantenimiento de la sollicitación de ensayo el tiempo necesario como para garantizar que los estados alcanzados sean los de equilibrio.

De esta manera, debemos tener en cuenta que la deformación plástica incluye una fracción que aparece, sumada a la clásica, en forma simultánea al esfuerzo, y otra que lo hace en forma lenta y progresiva en función del tiempo (creep), es decir, conjuntamente con la anelástica, lo que se pone de manifiesto si se suprime la carga en forma instantánea, como puede observarse en la figura 1.20a, donde la deformación elástica está cuantificada por la recuperación instantánea, la anelástica por la diferida asintóticamente y la plástica por la componente remanente de la deformación total que no desaparece con el tiempo.

$$\epsilon = \epsilon_p + \epsilon_A + \epsilon_E$$

Es conveniente aclarar que la componente instantánea de la deformación plástica varía, para igual estado de tensión, con la velocidad de deformación, y que la desfasada en el tiempo o creep lo hace con el tiempo de tensión constante y la temperatura.

El efecto creep de la deformación plástica a temperatura ambiente, aunque existe en todos los materiales, es en particular de gran importancia en el estudio del comportamiento en carga de hormigones por dar origen, en condiciones fijas de

deformación, al fenómeno de relajación de tensiones, de características similares al debido a las anelásticas y, bajo estados de tensión constante, una disminución del orden del 20 % en su resistencia a la compresión simple.

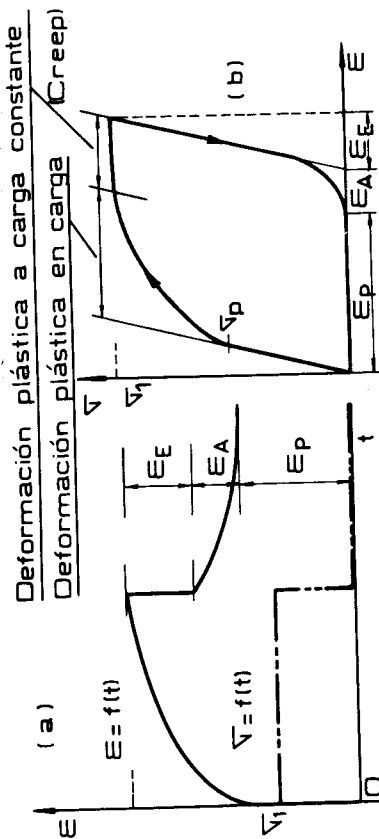


Figura 1.20. a) Componentes de la deformación total de un sólido real. b) Relación $\sigma - \epsilon$ para el estado de tracción simple.

En resumen, la deformación plástica es una función simultánea del estado de tensión, de la velocidad de deformación y del tiempo. Aún más, el estado final de deformación, manteniendo constante los parámetros de velocidad y tiempo, no sólo dependerá del estado final de tensión sino también de los que le precedieron durante la carga. No existe, entonces, una única relación tensión-deformación en la zona de grandes deformaciones, como suele llamarse también al período plástico.

Sin embargo, para el estado simple de tracción y compresión (figura 1.20b), distintos investigadores han establecido diversas fórmulas que traducen la variación entre tensiones y deformaciones plásticas, para algunos materiales como el hormigón, fundición de hierro y acero, pero sólo indicaremos la ley potencial que dice:

$$\sigma = k \times \epsilon^n \quad (\text{Ludwik - Nadai})$$

donde n es el coeficiente de endurecimiento y representa a la pendiente de la relación $\sigma - \epsilon$ en escala doblemente logarítmica, y k es el módulo de resistencia.

Por otra parte, la magnitud de las deformaciones plásticas observadas en la mayoría de los materiales, es tan grande como para invalidar la definición dada de deformación unitaria, y el alargamiento o acortamiento específico se deberá obtener de sucesivos pares de puntos incrementados:

$$\Delta \ell_1 = \ell_1 - \ell_0 \quad \Delta \ell_2 = \ell_2 - \ell_1 \quad \dots \quad \Delta \ell_n = \ell_n - \ell_{n-1}$$

de manera que, si el alargamiento ($\Delta \ell$) es referido a longitud de referencia instantánea ($\Delta \ell_{n-1}$), resultará para incrementos diferenciales:

$$d\epsilon = \frac{d\ell}{\ell}$$

y, para la deformación total:

$$\epsilon_r = \int_{\ell_0}^{\ell} \frac{d\ell}{\ell} = \ln \frac{\ell}{\ell_0}$$

expresión de la deformación unitaria real o natural (Ludwik, 1909).

Recordando que la deformación convencional es, para el mismo alargamiento:

$$\epsilon = \frac{\ell - \ell_0}{\ell_0} = \frac{\ell}{\ell_0} - 1$$

la relación entre deformaciones reales y convencionales estará dada por:

$$\epsilon_r = \ln (\epsilon + 1)$$

valores que coinciden sensiblemente en el rango de deformaciones elásticas.

Por último, es importante tener en cuenta que las componentes de la deformación creep (dependiente del tiempo) plástica y anelástica, si bien pueden considerarse de aparición simultánea, son de naturaleza distinta e independiente una de otra. De manera que, mientras la deformación anelástica tiende rápida y asintóticamente a su valor máximo, la plástica es de lento crecimiento pero capaz de provocar la rotura del material por deformación excesiva para determinados valores de tensión constante actuando un tiempo considerable.

1.17. TENSIONES DE TRABAJO O ADMISIBLES

El empleo de los materiales en ingeniería exige que no se produzcan en ellos deformaciones plásticas o permanentes bajo la acción de las tensiones que le pueden ser aplicadas. Es así que no sólo deben trabajar lejos de las cargas de rotura, sino que inclusive bajo tensiones por debajo de las consideradas como proporcionales o elásticas, para evitar sobrepasar estos límites por la acción de sobrecargas imprevistas, efectos del tiempo, variación de la temperatura, falta de uniformidad en el material o inseguridad de las hipótesis empleadas para el cálculo.

El proyecto, entonces, debe partir de una tensión de trabajo o admisible que se fija, según los casos, en función de la resistencia del material, de su límite proporcional y de un coeficiente llamado de seguridad.

Bajo cargas estáticas y, para materiales frágiles como las fundiciones, aceros de alta resistencia, hormigones, etc., la tensión admisible se toma en base a su resistencia:

$$\sigma_{adm} = \frac{\text{Resistencia}}{\text{Coef. de seguridad } (N)}$$

Para los materiales dúctiles y muy especialmente en los aceros de bajo carbono no aleado, teniendo en cuenta las deformaciones importantes que pueden experimentar, es más común calcular la tensión de trabajo en función del valor de la tensión al límite proporcional por tracción, adoptándose en estos casos, para el coeficiente de seguridad, valores distintos a los anteriores.

$$\sigma_{adm} = \frac{\text{Tensión al límite de proporcionalidad}}{\text{Coef. de seguridad } (N_1)}$$

La resistencia de rotura se determina en los laboratorios de ensayo y dentro de lo posible, en condiciones análogas a las que se presentan en el empleo real o práctico de los materiales, y la tensión proporcional por tracción resulta del diagrama de ensayo.

La fijación del coeficiente de seguridad, es de gran importancia para asegurar la duración de las estructuras u órganos de máquinas, y su elección se hace a veces muy compleja. En la actualidad, este coeficiente se fija siguiendo distintos criterios, siendo el más aconsejable el que determina su valor en función del tipo de sollicitación, con un reajuste de su número representativo según la experiencia del constructor, del cálculo de probabilidades y del daño a causar en caso de deterioro.

Para evitar que se disminuya la calidad de los materiales a emplear, por tomar valores del coeficiente de seguridad que no concuerdan con la realidad del comportamiento práctico de los mismos, y en general para uniformar criterios y facilitar los cálculos, es que existe una tendencia a estandarizar sus valores, objetivo sólo logrado en parte en la construcción de edificios y en piezas de máquinas de gran uso.

En la tabla N° 3 del apéndice II, se indican los valores, según Bach, de las tensiones admisibles en kgf/cm^2 para algunos materiales metálicos de gran empleo en la fabricación de máquinas, de acuerdo al modo de actuar de la carga.

1.18. TENSIONES POR EFECTOS TÉRMICOS

Antes de finalizar con el estudio general sobre los efectos que tienen lugar en los cuerpos por la acción de cargas o fuerzas exteriores que le son aplicadas, debemos agregar que un estado tensional o esfuerzo puede ser también provocado por efectos térmicos, ya sea por la restricción de la variación de longitud que experimentan al variar su temperatura, o por el tratamiento a que pueden ser sometidos, caso típico de los metales, para modificar sus características mecánicas (normalizado, temple, etc).

En el primer caso, recordemos que, cuando la temperatura de un cuerpo de longitud unitaria es elevada en 1°C , experimenta un alargamiento igual a su coeficiente de dilatación o de expansión térmica (α). Para una longitud inicial ℓ_0 y una diferencia de temperatura Δt , se tiene:

$$\Delta \ell = \ell_0 \times \alpha \times \Delta t$$

Esta variación de longitud tendrá lugar siempre que el cuerpo presente por lo menos uno de sus extremos libres; en cambio, si está sujeto por ambos extremos, no podrá dilatarse, desarrollándose en el mismo tensiones que pueden sobrepasar sus valores admisibles.

Para determinar la magnitud del esfuerzo bastará conocer la variación de temperatura y la naturaleza del cuerpo, mediante el siguiente análisis:

Alargamiento o acortamiento producido por la variación de temperatura:

$$\Delta \ell = \ell_0 \times \alpha \times \Delta t$$

Acortamiento o alargamiento elástico por unidad de longitud, que se generará para compensar el efecto anterior:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} = \frac{\Delta \ell}{\ell_0} \quad (\text{Hooke - Joung})$$

reemplazando el valor de $\Delta \ell$, la tensión resulta independiente de la longitud de la pieza:

$$\sigma = \alpha \times \Delta t \times E$$

El ejemplo numérico siguiente nos dará una idea más concreta de la importancia que puede llegar a tener las tensiones térmicas. Si se tiene una barra de acero de 20 mm de diámetro sujeta en sus extremos, que pertenece a una máquina utilizada en un proceso industrial, y que experimenta una elevación de temperatura de 30°C , la tensión desarrollada resulta:

$$\sigma = 0,000012 \times 30 \times 2.100.000 = 756 \text{ kgf/cm}^2$$

y la carga producida será:

$$P = 756 \times 3,14 = 2.374 \text{ kgf}$$

Valores más que elocuentes que nos dicen de la necesidad de colocar en las piezas sometidas a posibles variaciones de temperatura, dispositivos que permitan la dilatación del material.

La tabla N° 4 de apéndice II, nos da algunos valores de los coeficientes de dilatación térmica.

1.19. EFECTOS DE ENTALLA

a) CONCENTRACIÓN DE TENSIONES

Las fórmulas que hemos considerado para el cálculo de las tensiones y deformaciones en el caso de cargas axiales uniformemente distribuidas en piezas metálicas rectas de secciones constantes, no pueden ser utilizadas directamente cuando el material presenta orificios, cambios bruscos de sección o discontinuidad en su contorno, debido a que se generan grandes incrementos del esfuerzo o *concentración de tensiones* en determinadas zonas (Fig. 1.21) que pueden provocar grietas o fisuras de rotura.

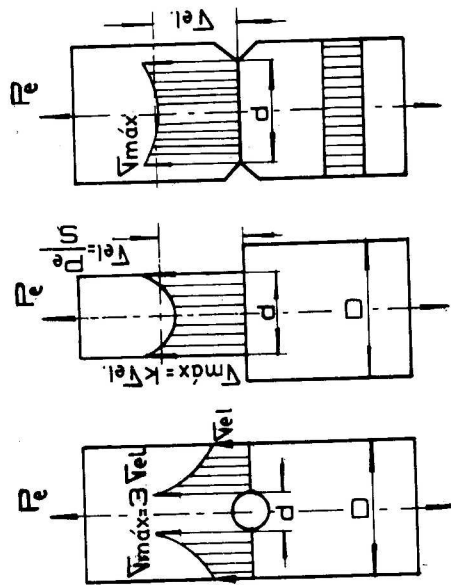


Figura 1.21. Distribución de tensiones por el efecto de forma.

El primer ejemplo de la figura y, para orificios pequeños en relación a la sección transversal, las tensiones máximas en el período elástico, pueden llegar a tomar un valor triple con respecto a la aplicada (Timoshenko), y tienen lugar en los extremos del diámetro del orificio perpendicular a la dirección del esfuerzo.

El valor de la tensión máxima que se produce por el efecto de forma se calcula multiplicando la tensión elástica obtenida (σ_{el}) en la sección afectada por la concentración (S), mediante la fórmula convencional o por métodos fotoelásticos, por un número llamado *coeficiente de forma* o *factor de concentración de tensiones* (K_t), que variará de 1 a 3 según las formas y dimensiones de las discontinuidades.

$$\sigma_{\max} = K_t \times \sigma_{el}$$

El valor del coeficiente de forma no depende del tamaño ni del material para cada tipo de esfuerzo, sólo varía con los valores y geometrías de las secciones afectadas por las entallas, orificios, cambios de diámetro, etc., en las que se generan los picos de tensión.

La tabla N° 5 del apéndice II nos indica algunos valores de este coeficiente para distintos contornos y esfuerzos estáticos, según M. M. Frocht (1936), a partir de los cuales el proyectista puede obtener el valor de la tensión máxima para el dimensionamiento de piezas en las que se originan las concentraciones.

La variación de tensiones indicadas en la figura 1.21 produce en los puntos de una misma sección distintos alargamientos, que influyen en mayor o menor grado en el comportamiento de los materiales; es así que en los dúctiles y bajo cargas estáticas, el efecto de entalla no tiene gran importancia, ya que ceden plásticamente en aquellos de máxima tensión sin producir grietas, transmitiendo parte del exceso al material circundante, hasta que las diferencias de tensiones prácticamente desaparecen, alcanzándose una distribución casi uniforme de las mismas ($K_t \neq 1$).

En cambio, los frágiles no experimentan compensación plástica, comenzando la fractura cuando los picos de tensión toman el valor que corresponde a la máxima del material en probeta lisa, próxima al límite elástico, lo que nos aclara el porqué de algunas roturas imprevistas sobre piezas bien proyectadas, más aún si se tiene en cuenta que la discontinuidad en las tensiones puede ser producida, inclusive, por ranuras o marcas casi imperceptibles.

Los efectos de las concentraciones de tensiones son de primordial importancia en los elementos metálicos sometidos a cargas dinámicas, como veremos en los capítulos respectivos. En impacto genera la llamada "fragilidad de entalladura" y bajo tensiones repetidas, el alto esfuerzo localizado provoca fisuras, aún para los dúctiles, que los lleva a la rotura para valores de las tensiones muy inferiores a las determinadas en ensayos estáticos.

Si en los metales dúctiles se produce una compensación plástica en el fondo de la entalla, la deformación que tiene lugar, que puede ser permanente, motiva un endurecimiento, que generará un incremento del esfuerzo en los puntos de máxima tensión, con el consiguiente retardo del comienzo de la rotura y aumento de la resistencia del material. En los frágiles, donde no tiene lugar este proceso, los picos de tensión disminuyen su resistencia.

Bajo cargas dinámicas repetidas, la resistencia disminuye en todos los casos, por el hecho de que hasta en los metales dúctiles el alargamiento de los puntos de máxima tensión no tiene lugar en la forma indicada para sollicitaciones estáticas, sino que las alternadas producen deformaciones en sentidos opuestos, generando una especie de frotamiento sin endurecimiento, que da lugar a una fisura, comienzo de la fractura de la pieza.

b) ESTADO TRIAXIAL

Hacemos notar que el hecho aparentemente simple de haber efectuado una entalladura en una probeta cilíndrica sometida a tracción, para localizar la zona de rotura por disminución de la sección, no sólo provoca una concentración de tensiones sino que origina además, en dicha sección, un estado biaxial que al componerse con la tensión aplicada constituyen un *estado triaxial de tensiones*.

El análisis que permite o por lo menos dar a entender en forma simple al efecto que genera una entalla, además del de la concentración de tensiones, puede realizarse en base a la figura 1.22a, en la que es fácil observar que la sección entallada tiende a contraerse en su plano horizontal por la acción de las tensiones longitudinales σ_1 , generando la oposición del anillo del material no afectado, zona rayada, reacción que se manifiesta mediante *tensiones horizontales inducidas* σ_2 y σ_3 , obteniéndose en consecuencia un estado triple de tensiones: $\sigma_1 - \sigma_2$ y σ_3 .

Bajo el estado triaxial las tensiones tangenciales, que se producen en planos inclinados, reducen sus valores con respecto a las críticas del material, provocando una tendencia a suprimir sus deformaciones.

Justifica lo expuesto la simple comparación de los valores de las tensiones tangenciales máximas que se generan bajo estados simple (sin entalla y que llega a la crítica del material) y el triple. Considerando en ambos casos igual tensión aplicada sobre un mismo metal, tenemos:

$$\text{Para el estado simple: } \tau_{\text{crítico}} = \tau_{\text{máx}} = \frac{\sigma_1}{2}$$

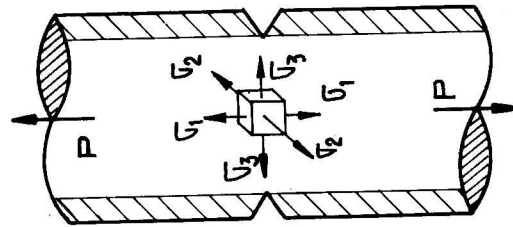


Figura 1.22a. Tensiones en probeta entallada sometida a tracción.

$$\text{Para el estado triple: } \tau_{\text{máx}} = \frac{\sigma_{\text{máximo}} (\sigma_1) - \sigma_{\text{mínimo}} (\sigma_2 \text{ ó } \sigma_3)}{2}$$

Consecuentemente en el estado triaxial el valor de la tensión tangencial crítica sólo se restituye aumentando la longitudinal aplicada, aumenta la resistencia, proceso que no se alcanza al sobrevenir la tensión normal crítica ($\sigma_{\text{crítico}}$) del material, que produce la fractura por arrancamiento, motivo por el cual aún en metales dúctiles la rotura resulta típica de los frágiles, presentándose sin deformación aparente y de aspecto granular brillante.

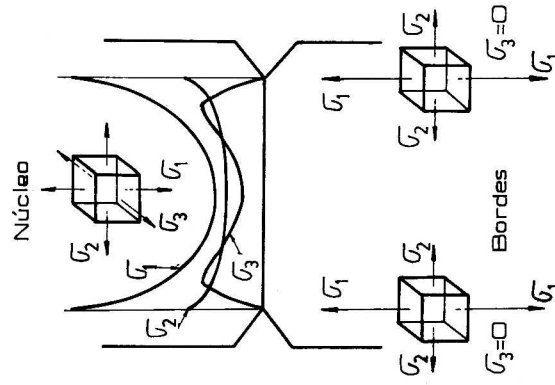


Figura 1.22b. Distribución de tensiones en probeta entallada sometida a tracción.

Las entallas y las bajas temperaturas resultan los efectos fragilizantes más importantes, que se acrecientan con la velocidad de aplicación de las cargas.

Experimentalmente se verificó que la triaxialidad no se presenta con igual distribución en toda la sección, modificándose en el fondo de la muesca, puntos A y B de la figura 1.22b, donde una de las componentes horizontales se hace cero, por lo que estará afectada por el estado biaxial, cuya componente tangencial máxima tiende a reducir el valor de la tensión crítica de deslizamiento del material, aunque no impide que en el fondo de la entalla se genere un estado plástico, el que permite la compensación a la que hicimos referencia al analizar los efectos de la concentración de tensiones.

Los conceptos expuestos se aclaran analizando las fracturas y valores de las propiedades mecánicas de acero y fundición gris que indicamos en la figura 1.23, corresponden a resultados que hemos obtenido en ensayos de probetas lisas y entalladas sometidas a esfuerzos de tracción estática. Sin embargo debe tenerse presente que algunas aleaciones no son sensibles a las entallas de determinadas dimensiones, como en el caso del acero inoxidable, del que desconocemos su análisis cuali y cuantitativo.

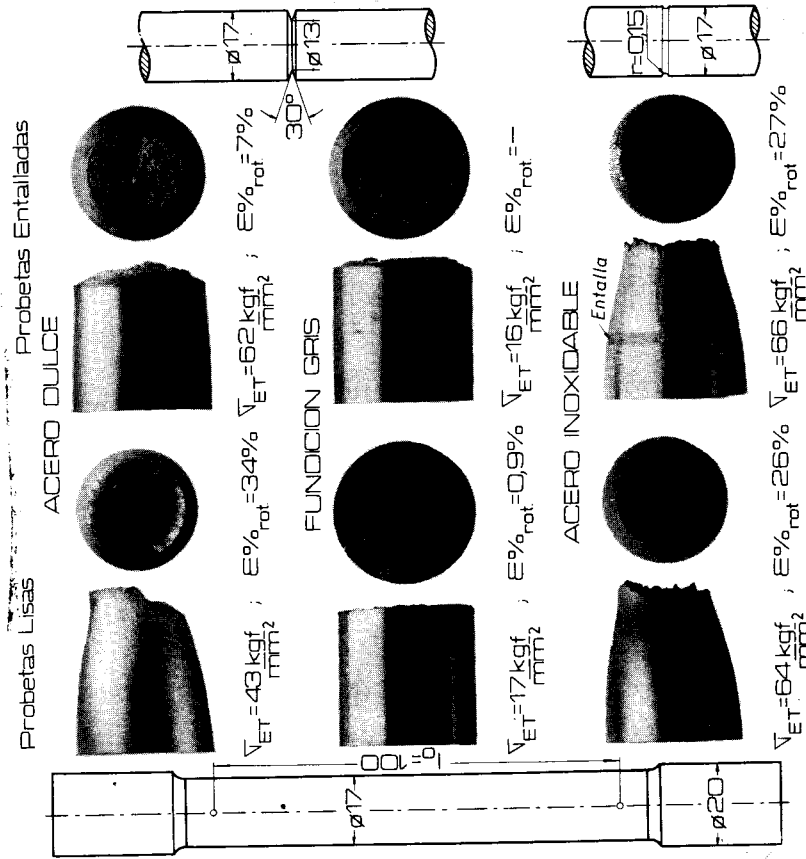


Figura 1.23. Propiedades mecánicas bajo tracción estática en probetas lisas y entalladas. Laboratorio Otto Krause.

Si bien el valor de las tensiones máximas producidas por el efecto de forma puede obtenerse, en los casos simples, mediante estudios analíticos, la complejidad matemática que generalmente tiene lugar para el cálculo de los factores de concentración de tensiones, hace que éstos se determinen,

como ya vimos, mediante ensayos fotoelásticos que pueden emplear modelos de vidrio, celulosa, etc., que se transforman en sustancias birrefringentes de una luz polarizada cuando se los somete a un estado tensional (Neumann, Wertheim, Fresnel, Kerr, Frocht); o bien empleando el método de láminas plásticas que permiten determinar las tensiones directamente sobre la pieza sometida a estudio, sin necesidad por lo tanto de elaboración de modelos.

El análisis fotoelástico generalmente se complementa mediante la determinación de las deformaciones de las zonas más solicitadas, empleando calibres o extensómetros eléctricos de resistencia óhmica variable, a partir de los cuales se calculan las tensiones que las generan.

1.20. METALES FRÁGILES Y PLÁSTICOS

Según la naturaleza y magnitud de las deformaciones que experimentan los materiales bajo la acción de fuerzas exteriores, sin tener en cuenta el valor de la tensión que las producen, se los subdividen en forma general en dos grandes grupos: *frágiles y plásticos*.

Los frágiles rompen en su periodo elástico o con muy poca deformación permanente y su fractura tiene lugar en forma brusca tal como ocurre con las fundiciones, aceros resistentes, etc. debido a la acción casi exclusiva de las tensiones normales que le son críticas.

Para concebir el alcance de las deformaciones que pueden presentar los metales frágiles, se debe tener en cuenta que en la deformación elástica se produce un desplazamiento relativo insignificante de los átomos, recuperable al cesar la carga, que no tiene consecuencias posteriores en la estructura y propiedades del material, y que la deformación plástica que le puede preceder resulta muy pequeña.

Bajo cargas normales de tracción los metales plásticos experimentan deformaciones o deslizamientos permanentes provocados por las tensiones tangenciales que le son críticas, que se inician, a partir del valor de la tensión que corresponde al límite elástico, hasta alcanzar la fluencia generalizada o deformación permanente del conjunto.

En estos casos, y con relación a propiedades tecnológicas, a los metales plásticos se los designa indistintamente como dúctiles (tracción), maleables (compresión) o tenaces (impacto).

Para analizar el porqué de las estructuras frágiles o plásticas de los metales debe tenerse en cuenta sus elementos constituyentes, que pueden ceder ante tensiones normales y llegar a la rotura por arrancamiento o deformarse por ser sensibles a la acción de las tensiones de deslizamiento.

Sin embargo aún bajo cargas normales de tracción los metales plásticos se deforman por las distintas ubicaciones de sus partículas, que se ven afectadas no sólo por su naturaleza sino que además por la acción de las tensiones tangenciales, componentes de las normales aplicadas, cuyos máximos tienen lugar en planos a 45° y 135° .

El simple análisis anterior, que supone conceptos generalizados, debe efectuarse con más precisión a partir del estudio de la naturaleza de los elementos que constituyen a la masa metálica, que se complementa con la influencia de diversos efectos restrictivos, que analizaremos en el Capítulo de Metales, que se oponen al desarrollo de la deformación plástica.

Deformaciones plásticas de monocristales

Mediante la difracción de rayos X, la difracción de electrones o por la microscopía electrónica, se ha comprobado que los metales se componen de distintas unidades submicroscópicas denominadas *células unitarias* o *elementales* con disposiciones ordenadas y regulares de los átomos que las constituyen, (Fig. 1.1d, página 80).

Las células se multiplican sobre sí mismas en un patrón tridimensional para constituir los *cristales* o *granos* del metal, que simultánea e individualmente se desarrollan en todas direcciones formando la masa metálica policristalina.

De hecho que en las propiedades de plasticidad influyen de manera especial la de los monocristales que sirven de base para constituir una determinada aleación, debido a que el deslizamiento se ve favorecido a lo largo de determinados planos y aún en estos, en ciertas direcciones de la estructura cristalográfica, que resultan predominantes por ser las más compactadas o de mayor densidad atómica.

La combinación de los *planos de deslizamiento* y *direcciones de deslizamiento* del monocristal constituyen lo que se denominan *sistemas de deslizamientos*.

Los planos más compactados son también los más ampliamente separados y consecuentemente los que presentan una mínima energía, que los hace más sensibles al deslizamiento que originan las tensiones tangenciales críticas. *La deformación por deslizamiento del monocristal se produce a lo largo de los planos más compactos en la dirección de mayor densidad atómica*, figura 1.24.

La figura *a* corresponde a direcciones cristalográficas de mayor densidad pero a su vez las más apartadas de otros enlaces atómicos, como queda evidenciado con relación a las posiciones indicadas en la figura *b*. Se han marcado los contactos para poner de manifiesto que el deslizamiento se ve facilitado en la posición *a* (S. H. Avner).

La deformación que tiene lugar en los sistemas de deslizamiento de cada metal, no afecta a los cristales adyacentes que mantienen sus orientaciones cristalográficas (Fig. 1.8a, página 97).

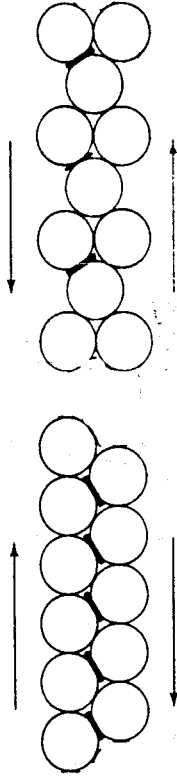


Figura 1.24. a) Deslizamiento en la dirección más compactada.
b) Posición menos compacta

En cambio cuando una parte del cristal se deforma según una distinta orientación, manteniendo su simetría con el resto del cristal sin deformar (imagen reflejada de la red original), se produce lo que se denomina *maclaje* y al plano donde tiene lugar esta deformación *plano de maclaje* (Fig. 1.8b).

Si bien la parte del cristal que experimenta un movimiento de átomos de la red a lo largo del plano de maclaje, tiene idénticas características que las del cristal del que forma parte; el cambio de posición de los átomos puede provocar desviaciones que eventualmente faciliten la acción de las tensiones de deslizamiento.

El hecho de que las células unitarias presenten distintas configuraciones atómicas según los metales, nos permite deducir que también resultarán distintos en posición y compactación los sistemas de deslizamiento.

Así por ejemplo la plata (Ag), el oro (Au), cobre (Cu), aluminio (Al), níquel (Ni), etc., que corresponden a células *cúbicas de caras centradas* (ccc: átomos en los vértices y centrados en las caras), figura 1.1d b, disponen de 4 planos y 3 direcciones compactas que hacen 12 sistemas de deslizamiento (ninguna otra red presenta tantos planos y direcciones compactas), que los hace sumamente plásticos, al resultar prácticamente imposible que un alto porcentaje de ellos no coincidan con la dirección donde se desarrollan las tensiones tangenciales críticas por lo que en ningún caso serán de naturaleza frágil.

A temperatura ambiente, bajo cargas estáticas los cristales de células cúbicas de caras centradas normalmente no se deforman por maclaje.

El hierro (Fe α hasta 910°C), molibdeno (Mo), cromo (Cr), tungsteno (W), vanadio (V), etc. se constituyen con células *cúbicas centradas* (cc: 8 átomos en los vértices y 1 en la intersección de las diagonales del cubo, fig. 1.1d.a).

Se observa que los cristales cc presentan menos átomos por célula unitaria que los ccc, que hace que no posean un sistema de deslizamiento bien definido

ni un plano realmente compacto, por lo que sólo algunos de ellos, con determinadas orientaciones, pueden considerarse planos de deslizamientos cuando coinciden con la dirección compacta o de empaquetamiento de la red cúbica centrada.

La carencia de planos compactos predominantes en los monocristales del hierro α , molibdeno, cromo, etc. hace que sus capacidades de deformación plástica resulte menor que la del cobre, aluminio, níquel, etc. por lo que pueden considerarse comparativamente como metales semidúctiles.

El zinc (Zn), manganeso (Mn), cadmio (Ca), titanio (Ti), berilio (Be), etc. presentan una red cristalina *hexagonal compacta* (*hc*), figura 1.1.d.c., complementando con las *ccc* y *cc* las tres redes más frecuentes de los metales de mayor uso.

Esta red está constituida por 1 plano de base o *basal* en forma de hexágono regular (puede representarse como un prisma de base hexagonal), con átomos en cada vértice y centro de la base, que se complementan con tres átomos formando un triángulo a la mitad de distancia entre los planos basales.

El monocristal de la red hexagonal compacta presenta 1 sólo plano compacto, el basal, y 3 direcciones de mayor densidad atómica (diagonales del hexágono), que conforman 3 sistemas de deslizamiento. De ésta manera el plano basal presenta idéntica disposición de átomos que la que corresponde a la red cúbica de caras centradas, que presupone igual facilidad al deslizamiento, sin embargo por su limitada cantidad de sistemas compactos, su plasticidad con relación a la del níquel, aluminio, oro, plata, etc. depende de la posición del monocristal con respecto a la dirección de la tensión tangencial crítica.

Si los planos compactados del zinc, manganeso y cadmio resultan normales o paralelos a la dirección de la tensión aplicada se produciría la rotura frágil del cristal o se presentará la deformación por maclaje respectivamente.

El cambio de orientación por maclaje de una parte del cristal generará la posibilidad de favorecer a su deformación por deslizamientos.

Escapan a las consideraciones anteriores el titanio y el berilio que requieren elevados esfuerzos críticos para su deslizamiento, supuestamente por corresponderles menos separación entre los planos basales.

La gran plasticidad que pueden presentar las células y consecuentemente los monocristales hexagonales no se obtiene en el policristal que se presenta como de baja ductilidad.

El análisis del comportamiento de los cristales, si bien dan referencia de sus aptitudes de deformabilidad, no puede extenderse, sin otras consideraciones, a los policristales.

En efecto debe considerarse que el elemento de unión entre los monocristales está constituido por una red desordenada de átomos, y por lo tanto amorfa, de sólo algunos diámetros atómicos de espesor, denominada *límite de grano*, que al formar "barreras de contención" al desplazamiento, influyen en la capacidad de deformación del metal, especialmente en su período elástico. Pese a ello son los monocristales los que definen la propiedad mecánica de deformabilidad.

Los estados térmicos afectan en el comportamiento de los límites de grano, así a bajas temperaturas resultan más resistentes que los cristales, en los que en consecuencia tendrían lugar las roturas (*fracturas transcrystalinas*), en cambio a altas temperaturas los límites de grano reducen su capacidad resistiva fracturándose en los cristales o granos del metal (*fracturas intercrystalinas*).

El estudio de la fragilidad de los metales parte de considerar que presentan una gran cantidad de microfisuras, que se acrecientan por la acción de *tensiones triaxiales de tracción* generando grietas en las que actúan como *concentradores de tensiones*, las que se propagan con disminución de la energía de deformación, aunque la fractura frágil va siempre acompañada con una pequeña plasticidad. En estas condiciones sus resistencias reales están muy por debajo de las teóricas cohesivas.

El "gasto" de energía necesaria para vencer a las fuerzas de cohesión atómica la suministra la energía de deformación elástica que se libera cuando la grieta se extiende (A.A. Griffith - E. Orowan).

Para facilitar el análisis de las orientaciones en el espacio de las direcciones y planos cristalográficos, al margen de las características o clases de átomos que componen a la célula o cristal, se dispone de métodos geométricos tales como los índices de Miller, red de Wulff, proyección estereográfica, etc..

Hemos mencionado las propiedades de los monocristales simples y posibles variaciones en la masa policristalina, sin embargo comercialmente, y salvo casos especiales, se utilizan las *soluciones sólidas o aleaciones*, constituidas por dos o más elementos, que al generar nuevas estructuras cristalinarias permiten obtener metales de las más variadas propiedades mecánicas, según los porcentajes en que se asocian con el metal de base o *soluto*. Los elementos que intervienen con menor cantidad de átomos se denominan *solventes*.

A tal efecto un caso típico nos lo presenta el hierro aleado con carbono u otros metales que pueden pasar de dúctiles y de relativa baja resistencia ($\sigma_{ET} \approx 37 \text{ kgf/mm}^2 \approx 363 \text{ MPa}$ - $\delta\%_5 \approx 33\%$), a frágiles con incrementos importantes de las tensiones que soportan ($\sigma_{ET} > 100 \text{ kgf/mm}^2 \approx 980 \text{ MPa}$ - $\delta\%_5 < 10\%$, alargamiento unitario sobre una longitud de referencia inicial ℓ_0 de 5 diámetros).

Es de hacer notar que la fragilidad o plasticidad no son propiedades absolutas ni invariables de los metales, ya que pueden resultar dúctiles o frágiles si se pasa del ambiente a bajas temperaturas o como ocurre con el tungsteno que de frágil se torna plástico con su calentamiento.

Si bien la aptitud de los materiales metálicos a deformarse es una propiedad intrínseca de sus estructuras cristalográficas, factores externos pueden producir efectos fragilizantes, tales como elevadas velocidades en la aplicación de las cargas, que restringen el desarrollo de las deformaciones en el tiempo, y los estados complejos de tensiones que generan el "efecto de forma".

El incremento de la fragilidad también tiene lugar en aquellos metales que admiten tratamientos térmicos o son deformados, previo a sus usos, en valores de sus períodos plásticos, con el objeto de aumentar su resistencia, que se logra a expensas de la disminución de su ductilidad.

1.2.1. PROBETAS

Se denomina probeta al material que será sometido a ensayo, pudiendo ser:

Probetas industriales: son las que se extraen del lote o material entregado por el vendedor de acuerdo al contrato de compra; pueden no presentar formas perfectamente uniformes, por lo que, en estos casos, la sección se obtiene del promedio de varias medidas. Este tipo de probetas se emplean para verificación, pues no son más que los materiales en sus formas de entrega.

Probetas calibradas o normalizadas: se emplean para determinar las propiedades mecánicas de los materiales y los valores de las constantes elásticas de los metales; sus formas y dimensiones están dadas por las normas, excepto para el caso de ensayos dinámicos de fatiga o de tensiones repetidas que, generalmente, utilizan probetas aconsejadas por los fabricantes de las máquinas de ensayos.

1.2.2. CLASIFICACIÓN DE LOS ENSAYOS

Hasta aquí, solo hemos efectuado la clasificación de los esfuerzos según la forma de aplicar las cargas sobre los cuerpos, sin tener en cuenta si éstas eran estáticas o dinámicas, ni su tiempo de aplicación. Estas nuevas variables se consideran para distinguir en forma general a los distintos ensayos mecánicos que pueden realizarse en los materiales, con el objeto de ampliar el conocimiento de los mismos en condiciones análogas a las de las experiencias; es así que los ensayos pueden clasificarse en *estáticos*, *dinámicos de choque* o *impacto* y *de duración* *estáticos* o *dinámicos*.

1. Ensayos estáticos: Habiéndose comprobado que la aplicación lenta y progresiva de las cargas no varían las propiedades mecánicas de los materiales, con respecto a las que se obtienen en condiciones rigurosamente estáticas, en el laboratorio es común denominar ensayo estático aquel en que la velocidad de carga no sobrepasa los límites aconsejados por las normas. Los ensayos estáticos así considerados pueden ser:

- a) Tracción: *metales*, morteros, polímeros, cerámicas, tierras y maderas.
- b) Compresión: *hormigones, maderas*, metales, polímeros y cerámicas.
- c) Flexión: *hormigones, maderas*, polímeros, cerámicas y metales.
- d) Torsión: *metales*.
- e) Corte: *tierras*, maderas y metales.

2. Ensayos dinámicos de choque: Cargas dinámicas de impacto donde la rotura del material es prácticamente instantánea.

- a) Flexión: *metales* y polímeros.
- b) Tracción: *metales*.
- c) Torsión: *metales*.

Se realizan a temperaturas normalizadas, que varían desde la del ambiente hasta un mínimo de -100°C . Emplean probetas entalladas para obtener los máximos efectos fragilizantes.

Tenacidad a la fractura (Fractomecánica): *metales*, cerámicas.

3. Ensayos de duración: Aplicación de cargas estáticas o dinámicas durante días, semanas o meses.

- I) Cargas estáticas: (deformación en el tiempo, creep): *metales*, cerámicos y polímeros.

Las cargas son de tracción, invariables en el tiempo. El ensayo de creep se realiza en los metales a altas temperaturas.

- II) Cargas dinámicas: producidas por las tensiones variables y repetidas (fatiga).

En la programación de los ensayos de fatiga pueden considerarse tensiones dinámicas combinadas con cargas estáticas, o ciclos de ensayos que se repiten en tiempos muy breves, pueden ser:

- a) Flexión rotativa: *metales* y polímeros.
- b) Torsión rotativa: *metales*.
- c) Tracción - Compresión: *metales*.

Generalmente se realizan a temperatura ambiente, aunque en algunos casos resulta de importancia obtener valores a altas temperaturas, bajo condiciones de corrosión o efectos de entalla.

El orden de los materiales, sobre los que pueden realizarse los ensayos mencionados, es el que corresponde al de importancia.

En los laboratorios de ensayos de materiales es muy común la realización de experiencias de *dureza* que, si bien resultan empíricas, permiten determinar propiedades de los materiales y calidades de tratamientos térmicos.

Las normas ASM (American Society of Metals) considera a los ensayos de dureza como "Ensayos No Destructivos". Esta misma clasificación puede aplicarse a los ensayos de *fotoelasticidad* que, en base al empleo de luz polarizada, permite determinar estados de tensión, bajo condiciones tales que no resultan aplicables otros tipos de ensayos.

Los ensayos fotoelásticos, de los que ya hicimos referencia, son de casi exclusiva aplicación para determinar *zonas de variaciones de tensiones* en piezas que presenten discontinuidades u orificios en sus secciones, e inclusive verificar el estado tensional de los componentes metálicos de máquinas en uso que puede diferir substancialmente con los valores obtenidos en ensayos estándar.

Se utilizan por lo tanto en el estudio de prototipos para detectar zonas sobrecargadas, a veces de difícil determinación en el proyecto de la máquina.

Por otra parte las necesidades industriales para la elaboración de productos imponen verificar determinadas propiedades de los metales, que si bien están íntimamente ligadas a sus resistencias, éstas no interesan para desarrollar un determinado proceso de elaboración.

Es en los mismos laboratorios de ensayos de materiales donde se realizan los denominados *ensayos tecnológicos*, por los que se analiza la aptitud de los metales, ya sea en chapas o barras, a ser conformados o fijar calidades para determinados usos.

Así por ejemplo los *ensayos de plegado o doblado*, valoran la ductilidad o maleabilidad de los metales y en consecuencia sus aptitudes para evitar fisuraciones, los de *embutido* (D'emboutissage) permiten conocer si una chapa puede ser deformada en profundidad, los de *abocardado* determinan la presencia de fisuras en tubos, los de *recalcado*, que generalmente se realizan en caliente, dan una valoración de la calidad de los metales para la fabricación de roblones (remaches) y tornillos.

Es de hacer notar que son numerosos los ensayos tecnológicos normalizados que abarcan las características que deban cumplir los metales en sus muy variadas aplicaciones.

Podemos distinguir todavía otros ensayos físicos de gran uso práctico, como el de *peso específico y humedad* en maderas y materiales pétreos y aquellos a los que se someten a los morteros y hormigones para determinar la calidad del cemento. Fraguado, etc.

Es necesario mencionar y tener presente por su importancia tecnológica a los ensayos o estudios metalográficos, mediante los cuales es posible verificar las variaciones estructurales de los metales por efecto de tratamientos mecánicos o térmicos y detectar fisuras que pueden provocar la fractura de los metales.

En algunos casos, resulta también de importancia el análisis cuali y cuantitativo de la composición (componentes y cantidad) de los metales, con el objeto de determinar sus características en base al mismo y deducir, si así se requiere, las causas de las variantes que pueden presentar sus propiedades mecánicas.

1. 23. NORMAS

El comportamiento mecánico de los materiales se verifica mediante los ensayos de resistencia, en los que se determinan la carga de rotura, deformaciones, tensiones elásticas y las variaciones que estos valores pueden experimentar con los distintos tipos de esfuerzos, cargas y temperaturas, a fin de disponer de los datos prácticos necesarios para mayor seguridad en el proyecto del mecanismo o estructura.

Dada la gran variedad de materiales empleados en las construcciones en general y a las importantes variaciones que pueden presentar sus propiedades por cambio de forma, dimensiones, temperatura, humedad, etc., es que, para caracterizarlos y obtener de las experiencias valores que resulten comparativos, estas no pueden realizarse a voluntad sino que siguiendo ciertas normas dadas por institutos o sociedades especializadas, que imponen los procedimientos a seguir, como resultado de investigaciones propias y por la consulta con las grandes industrias, que en definitiva son las que dan uso práctico al material.

A continuación, indicamos algunas de las normas más utilizadas y los países de origen:

IRAM	Instituto Argentino de Normalización. -
ANSI	American National Standard Institute (<i>Instituto Americano de Estandarización</i>). -
ASTM	American Society for Testing and Materials (<i>Sociedad Americana de Ensayos y Materiales</i>). -
SAE	Society of Automotive Engineers (<i>Sociedad de Ingenieros de Automotores</i>). - U.S.A.
ACI	American Concrete Institute (<i>Instituto Americano del Hormigón</i>). -

API American Petroleum Institute (*Instituto Americano del Petróleo*).

AISI American Iron and Steel Institute (*Instituto Americano del Hierro y el Acero*).

AISC American Institute of Steel Construction (*Instituto Americano del Acero para la Construcción*).

ASM American Society for Metals (*Sociedad Americana de Metales*).

ASNT American Society for Nondestructive Testing (*Sociedad Americana de Ensayos No Destructivos: END*).

DIN Deutsches Institut für Normung (*Instituto Normalizador Alemán*).

DNA Deutscher Normenausschuss (*Comité Alemán de Normas*).

CEB Comité Européen du Béton (*Comité Europeo del Hormigón*).

AENOR Asociación Española de Normalización.

AFNOR Association Française de Normalisation (*Asociación Francesa de Normalización*).

BSI British Standards Institution (*Instituto Británico de Estandarización*).

UNI Ente Nazionale Italiano de Unificazione (*Organización Nacional Italiana de Unificación*).

Instituto Uruguayo de Normas Técnicas.

Instituto Nacional de Investigaciones Tecnológicas y Normalización. - Chile.

ABNT Associação Brasileira de Normas Técnicas.

COPANT Comisión Panamericana de Normas Técnicas.

ISO International Standards Organization (*Organización Internacional de Estandarización*). - Con sede en Suiza.

Los ensayos se realizan preferentemente en los laboratorios de Ensayos de Materiales, mediante el empleo de máquinas especiales y con el auxilio de instrumentos de mucha precisión, para que los resultados obtenidos permitan determinar con exactitud las características del material, de las que se derivan luego sus posibles usos.

1. 24. UNIDADES - SISTEMAS DE UNIDADES

Uno de los muchos problemas que afectaban a la humanidad hasta el siglo XVII, fue la caótica y disímil interpretación que se les daba a las determinaciones de longitudes y pesos, que incidían muy notoriamente en las transacciones comerciales y construcciones en general.

Aquellas faltas de coincidencias fué el motivo por el cual la Asamblea Nacional Francesa encomendó, a la Academia de Ciencias de París, la creación de un sistema de unidades que asegurase la invariabilidad de las determinaciones. Se creó así el denominado *Sistema Métrico Decimal*, que fue promulgado en 1791, con la obligatoriedad de su aplicación bajo el lema "en todos los tiempos, para todos los pueblos, para todos los países".

La longitud: se fijó como unidad de longitud al metro (*m*) y debía corresponder a la diez millonésima parte de la distancia del polo al ecuador, medida en la línea del meridiano que pasa por París. Esta unidad métrica se materializó en 1799 en una barra de platino-iridio (Oficina Internacional de Pesas y Medidas de Sévres - París), la que si bien se verificó, a posteriori, que presentaba una diferencia aproximadamente de - 0,023% con la longitud que fuera estipulada, se adoptó como único patrón universal de la unidad métrica, con variaciones de diez en diez para sus múltiplos y submúltiplos.

Avances científicos hicieron posible obtener el patrón de medida sin recurrir a las copias del patrón de platino-iridio, mediante longitudes de ondas de una fuente luminosa de cadmio (Michelson - 1881), o bien de la radiación del isótopo del criptón 86.

La exactitud e invariabilidad de las mediciones atómicas se aseguraba por el hecho de que los átomos que generan la luz son siempre idénticos al igual que sus longitudes de onda.

Sin embargo en la 17ª Conferencia del Congreso General de Pesas y Medidas (C.G.P.M.) en 1983, se fijó como unidad de longitud "al camino recorrido por la luz en el vacío durante el lapso de 1/299 792 458 de segundo".

La masa: su unidad se denominó kilogramo (*kg*) y corresponde a la masa de 1 000 cm³ de agua destilada a la temperatura de 4 °C (máxima densidad del agua), que también se materializó como la masa de un bloque patrón de platino-iridio de 39 mm de diámetro e igual altura (Oficina de Pesos y Medidas de Sévres).

a) La referencia histórica indica que la Academia de Ciencias de París atribuyó la relación anterior a la unidad de peso sin tener en cuenta que éste es variable con la gravedad terrestre.

b) En física se distingue el término *masa en reposo* o simplemente masa, a aquel que supone su valor en correspondencia con el patrón adoptado y siempre que su estado de movimiento resulte muy pequeño en comparación con la velocidad de la luz (aproximadamente 300 000 km / s).

Albert Einstein (1879-1955) teorizó y comprobó en experimentos con iones y electrones rápidos que la masa de un cuerpo resulta función de su velocidad a medida que se acerca a la de la luz, en cuyo caso se hace infinita (*masa relativista*).

Peso - Fuerza: La masa, desde el punto de vista de la ingeniería, es una propiedad invariable de los cuerpos cualquiera que resulte su ubicación ya sea en la tierra como en el espacio, el peso corresponderá a la fuerza de atracción de la gravedad que actúa sobre ella.

Por lo tanto la unidad de peso se fijó en correlación a la de la masa y ubicación de ésta y se la define como *la fuerza gravitacional que actúa sobre el prototipo de masa (1 kg) ubicado a 45° de latitud y a nivel del mar* ($g = 9,80665 \text{ m} \cdot \text{s}^{-2}$), fijándose como unidad de medida de peso o fuerza al kilogramo fuerza (kgf).

El tiempo: su unidad es el *segundo (s)* y corresponde a la fracción de $1/86400$ del día solar medio, definiéndose como tal al tiempo que transcurre entre dos pasajes sucesivos de un punto de la tierra frente al sol, promediados en un año.

Considerando que el período de rotación de la tierra disminuye gradualmente, se fijó la unidad en función del día solar medio del año 1900.

Esta unidad de tiempo y para determinaciones científicas se toma en base a apreciaciones astronómicas más precisas o bien mediante lo propuesto por el Comité Internacional de Pesas y Medidas en 1964, que consideró como tiempo de un segundo al necesario para que un oscilador de microondas oscile 9 192 631 770 veces para producir una determinada transición del átomo de cesio 133, mejorando sensiblemente la precisión.

Así como la unidad de fuerza resulta de considerar a otras unidades, que arbitrariamente elegidas, resultan invariables, las magnitudes utilizadas en física se obtienen con idénticos criterios.

A las unidades tomadas como base se las denomina *unidades fundamentales* y a las que surgen de ellas *unidades derivadas*.

Las unidades fundamentales se agrupan para formar los *Sistemas de Unidades*, es así que tenemos:

Sistema MKS: (Sistema Giorgi - 1901) fija como unidades al metro - kilogramo - segundo, en el que a la unidad de fuerza se le denominó posteriormente en 1948 *newton (N)*, en homenaje a Isaac Newton (1642 - 1727) y que por aplicación de su segunda ley del movimiento ($F = m \cdot a$), puede definirse como la fuerza que al kilogramo patrón le imprime una aceleración de $1 \text{ m} \cdot \text{s}^{-2}$.

Sistema Internacional de Unidades (SI): Considerando que existen marcadas diferencias entre las mismas magnitudes electrostáticas y electromagnéticas, de uso en física, se adoptó en la 11ª Reunión del Congreso General de Pesas y Medidas de 1960 como una cuarta unidad fundamental al *ampere* (André M. Ampère, 1775 - 1836), al que se lo considera como patrón de corriente eléctrica, constituyendo el *Sistema Internacional de Unidades* MKSA, al que se le asignó la sigla SI.

En el sistema internacional se define como ampere a "la corriente invariable que, circulando por dos conductores paralelos de longitud infinita y separados a una distancia de un metro produce en el vacío, sobre cada conductor una fuerza de $2 \times 10^{-7} \text{ N}$ por metro de longitud".

En electrostática el ampere (A) es la unidad de intensidad de corriente y resulta:

$i = dq/dt$ en la que q es la carga eléctrica.

En física se adopta usualmente como referencia de carga eléctrica al *Coulomb* (Charles A. Coulomb, 1736 - 1806), que en el sistema SI, y a partir del ampere, se define como "la cantidad de carga eléctrica que pasa a través de una sección de un conductor durante un segundo cuando la corriente es de un ampere", en cuyo caso la cuarta referencia del Sistema Internacional queda indicada por: MKSC.

El Coulomb resulta igual en valor absoluto a una carga negativa (o igual positiva de protones) contenida en $6,2418^{18}$ electrones.

En electrostática la ley de Coulomb se expresa por:

$$F = \frac{1}{4\pi\epsilon_0} \frac{q \times q'}{r^2} = k \frac{q \times q'}{r^2}$$

en la cual la constante de proporcionalidad se determina experimentalmente, considerando que las unidades de carga eléctrica, fuerza y distancia en el sistema SI resultan independientes del coulomb.

Para eliminar el factor 4π en ecuaciones derivadas del coulomb, se considera constante ϵ_0 que resulta: $\epsilon_0 = 1/4\pi k$, en la que implícitamente esta contenido el factor $1/4\pi$ y de su aplicación se obtiene el denominado *Sistema MKS Racionalizado* (Sistema Giorgi Racionalizado - 1935).

Si bien las siglas del sistema MKSA sólo hace referencia a cuatro unidades fundamentales, se han fijado nueve en total (siete de base y dos suplementarias independientes) para reglamentar, con mayor eficacia, el empleo de instrumentos de energía eléctrica, luminosa, calorífica y uniformar desarrollos teóricos de física e ingeniería, incluyendo unidades de usos en equipos de protección de la salud humana.

Este sistema es el utilizado prácticamente por todos los países, que lo han incorporado a sus textos legales y reglamentarios. En la Argentina se ha dictado la ley 19511 del 2 de marzo de 1972, adoptando el sistema internacional para la legislación que rige la "fabricación y uso de los instrumentos de medición", creando para su cumplimiento al SIMELA (Sistema Métrico Legal Argentino).

Las unidades fundamentales del sistema SI resultan:

longitud (m: metro), masa (kg: kilogramo), tiempo (s: segundo), intensidad de la corriente eléctrica (A: ampere), temperatura termodinámica (K: kelvin), intensidad luminosa (cd: candela) y cantidad de materia (mol: mol).

En la página 68 se reproducen las unidades fundamentales, suplementarias y parte de las derivadas de mayor uso en ingeniería.

Para facilitar el manejo de las cantidades métricas se fijaron prefijos para la formación de múltiplos y submúltiplos a partir de diez, según se indica en la tabla 1.1.

<i>deca</i>	da = 10^1	<i>deci</i>	d = 10^{-1}
<i>hecto</i>	h = 10^2	<i>centi</i>	c = 10^{-2}
<i>kilo</i>	k = 10^3	<i>mili</i>	m = 10^{-3}
<i>mega</i>	M = 10^6	<i>micro</i>	μ = 10^{-6}
<i>giga</i>	G = 10^9	<i>nano</i>	n = 10^{-9}
<i>tera</i>	T = 10^{12}	<i>pico</i>	p = 10^{-12}
<i>peta</i>	P = 10^{15}	<i>femto</i>	f = 10^{-15}
<i>exa</i>	E = 10^{18}	<i>atto</i>	a = 10^{-18}
zeta	Z = 10^{21}	zepto	z = 10^{-21}
yotta	Y = 10^{24}	yocto	y = 10^{-24}

Tabla 1.1. Prefijos de cantidades métricas.

La relación entre el kilogramo - fuerza (unidad no aconsejada en el sistema SI) y el newton resulta:

1) por gravedad: $1 \text{ kgf} = 1 \text{ kg} \cdot 9,806 65 \text{ m} / \text{s}^2 = 9,806 65 \text{ kg} \cdot \text{m} / \text{s}^2$

2) por definición: $1 \text{ N} = 1 \text{ kg} \cdot 1 \text{ m} / \text{s}^2 = 1 \text{ kg} \cdot \text{m} / \text{s}^2$

Por lo cual:

$$1 \text{ kgf} = 9,806 65 \text{ N}$$

$$1 \text{ N} = 0,102 \text{ kgf}$$

$$1 \text{ kgf} = 9,806 65 \text{ N} = 9,806 65 \cdot 10^{-3} \text{ kN}$$

$$\text{a su vez: } 1 \text{ kN} = 102 \text{ kgf} \quad \text{y} \quad 1 \text{ MN} = 102 000 \text{ kgf}$$

Con el valor de las cargas se fijan las resistencias o tensiones mecánicas (Carga / Sección), cuya unidad derivada es el *pascal (Pa)*, en homenaje a Blas Pascal (1623 - 1662).

Se define como pascal a la tensión producida por un newton en una sección de un metro cuadrado:

$$1 \text{ Pa} = 1 \text{ N} \cdot \text{m}^{-2}$$

$$1 \text{ Pa} = 0,102 \text{ kgf} \cdot \text{m}^{-2}$$

Las tensiones que definen las propiedades mecánicas de los materiales se obtienen en base a las cargas que se registran en los diagramas, cuadrantes o dígitos de las máquinas de ensayo en kgf o kN, y las secciones de las probetas en mm^2 o cm^2 .

A partir de estos valores las tensiones deben referirse a unidades del SI:

$$1 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-2} = 9,806 65 \text{ N} \cdot 10^{-6} \text{ m}^{-2} = 9 806 650 \text{ Pa}$$

$$1 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-2} = 9,806 65 \text{ MPa}$$

$$1 \text{ kN} \cdot \text{cm}^{-2} = 1 000 \text{ N} \cdot 10^{-4} \text{ m}^{-2} = 10 000 000 \text{ N} \cdot \text{m}^{-2}$$

$$1 \text{ kN} \cdot \text{cm}^{-2} = 10 \text{ MPa}$$

La relación entre las unidades normalmente utilizadas para las tensiones resulta:

$$1 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-2} = 9,806 65 \cdot 10^{-3} \text{ kN} \cdot 10^{-2} \cdot \text{cm}^{-2} = 0,980 665 \text{ kN} \cdot \text{cm}^{-2}$$

además:

$$1 \text{ kgf} \cdot \text{m}^{-2} = 9,806 65 \text{ Pa}$$

$$1 \text{ kgf} \cdot \text{cm}^{-2} = 98,066 5 \text{ kPa}$$

Sistema cgs: emplea como unidades de base al *centímetro-gramo-segundo*, es paulatinamente reemplazado, aún en física, por el MKS.

La unidad de fuerza en el sistema cgs recibe el nombre de *dina*, que se define a partir de la Ley de Newton.

Sistema Inglés: es aún de gran preponderancia en muchos países, los que sin embargo tienden a uniformar sus unidades en base al Sistema Internacional de Medidas, con el doble objetivo de mejorar sus sistemas y facilitar la distribución de sus productos e intercambios científicos-tecnológicos.

Toma como unidades de base al *pie-libra-segundo (fps)*, en el cual la libra resulta la unidad de medida de fuerza y no de masa como adoptan otros sistemas.

Las equivalencias con las unidades del SI están dadas por :

$$1 \text{ pie (ft)} = 30,48 \text{ cm}$$

$$1 \text{ libra (lbf)} = 453,6 \text{ gf} = 4,448 \text{ 222 N}$$

$$1 \text{ N} = 0,224 \text{ 8 lbf}$$

$$1 \text{ kgf} = 2,205 \text{ lbf}$$

$$1 \text{ onza (oz)} = 28,35 \text{ gf} = 0,062 \text{ 50 lbf}$$

$$1 \text{ Kip} = 1 \text{ 000 lbf} = 453,6 \text{ kgf} = 4 \text{ 448,2 N}$$

Considerando el gran empleo de la pulgada para medir elementos y piezas de máquinas, es conveniente recordar sus relaciones con las unidades de otros sistemas:

$$1 \text{ pulgada (in)} = 1" = 2,54 \text{ cm (exactamente)}$$

$$1 \text{ in}^2 = 6,451 \text{ 6 cm}^2 = 6,451 \text{ 6} \cdot 10^{-4} \text{ m}^2$$

$$12 \text{ pulgadas} = 1 \text{ pie} = 30,48 \text{ cm}$$

$$\text{además: } 1 \text{ yarda (yd)} = 0,914 \text{ 4 m (exactamente)} \text{ y } 1 \text{ m} = 1,093 \text{ 61 yd}$$

Las tensiones se registran en libras por pulgada cuadrada:

$$1 \text{ lbf} \cdot \text{in}^{-2} \text{ (psi)} = 0,703 \text{ 07} \cdot 10^{-3} \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-2}$$

$$1 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-2} = 1 \text{ 422, 334 3 psi}$$

$$1 \text{ psi} = 0,070 \text{ 307 kgf} \cdot \text{cm}^{-2}$$

$$1 \text{ kgf} \cdot \text{cm}^{-2} = 14,223 \text{ 3 psi}$$

Resulta de importancia definir con precisión la diferencia existente entre la masa de un cuerpo y su peso, en ambos casos se clarifican sus significados a partir de la Ley de Newton, es así que tenemos:

masa: es el valor constante dado por el cociente entre una o varias fuerzas y la aceleración que provoca en el cuerpo ($m = F/a$).

peso: fuerza de atracción gravitacional ejercida sobre los cuerpos ($F = m \cdot g$).

El *trabajo de una fuerza* a lo largo de una trayectoria queda definido en el Sistema Internacional por la unidad derivada denominada *joule* (James P. Joule, 1816 - 1869), el que se define como *el trabajo que realiza la fuerza de un newton que actúa sobre una partícula que se mueve un metro en la dirección*

de la fuerza:

$$1 \text{ J} = 1 \text{ N} \cdot 1 \text{ m} \quad (\text{N} \cdot \text{m})$$

Considerando que las máquinas de torsión y de impacto presentan en muchos de sus modelos cuadrantes en kilogramo fuerza - metro, corresponden las siguientes equivalencias:

$$1 \text{ kgf} \cdot \text{m} = 9,806 \text{ 65 N} \cdot 1 \text{ m} = 9,806 \text{ 65 J}$$

$$1 \text{ kgf} \cdot \text{cm} = 98,066 \text{ 5} \cdot 10^{-3} \text{ J}$$

$$1 \text{ kgf} \cdot \text{mm} = 9,806 \text{ 65} \cdot 10^{-3} \text{ J}$$

En el sistema cgs la unidad de trabajo es el *ergio* (*erg*) = *1 dina* · *1 cm* y su equivalente con la unidad internacional resulta: $1 \text{ J} = 10^7 \text{ erg}$

Si se considera que las energías cinética y potencial representan un trabajo, su unidad también resulta el joule.

Por otra parte así como la energía puede medirse en kilográmetros, ergios, joule o pié-libra, las unidades caloríficas y mecánicas pueden relacionarse mediante:

$$1 \text{ cal} = 4,186 \text{ J} \text{ y } 1 \text{ Kcal} = 427,1 \text{ kgf} \cdot \text{m}$$

Los valores unitarios de las calorías medidas en unidades de trabajo se denominan "*equivalente mecánico del calor*".

El joule a su vez es unidad de energía eléctrica e igual a:

$$1 \text{ kWh} = 3,6 \cdot 10^6 \text{ J} = 3,6 \text{ MJ}$$

Las unidades del Sistema Internacional y relaciones entre las fundamentales, suplementarias, derivadas, etc, están indicadas en las normas: ASTM E 380; DIN 1301 e IRAM 2.

Los nombres de los científicos cuando corresponden a unidades se indican en letras minúsculas.

Los símbolos de las unidades mantienen para el plural la misma forma del singular.

Los símbolos de las unidades se escriben sin punto.

SISTEMA INTERNACIONAL DE UNIDADES

UNIDADES FUNDAMENTALES			
MAGNITUD	Símbolo	Unidad	Relación
longitud	m	metro	
masa	kg	kilogramo	
tiempo	s	segundo	
intensidad de la corriente eléctrica	A	ampere	
temperatura termodinámica	K	kelvin	
intensidad luminosa	cd	candela	
cantidad de materia	mol	mol	
UNIDADES SUPLEMENTARIAS			
ángulo plano	rad	radian	
ángulo sólido	sr	estereoradian	
UNIDADES DERIVADAS			
superficie	m ²		Hz = 1/s
volumen	m ³		
frecuencia	Hz	hertz	
densidad	kg/m ³		
velocidad	m/s		
velocidad angular	rad/s		
aceleración	m/s ²		
aceleración angular	rad/s ²		
fuerza	N	newton	N = kg.m/s ²
presión y tensión mecánica	Pa	pascal	Pa = N/m ²
viscosidad dinámica	N.s/m ²		
viscosidad cinemática	m ² /s		
trabajo, energía, cantidad de calor	J	joule	J = N.m
potencia	W	watt	W = J/s
cantidad de electricidad	C	coulomb	C = A.s
tensión y potencial eléctrico, fuerza electromotriz	V	volt	V = W/A
intensidad de campo eléctrico	V/m		
resistencia eléctrica	Ω	ohm	Ω = V/A
conductancia eléctrica	S	siemens	S = 1/Ω
capacitancia eléctrica	F	farad	F = A.s/V
flujo magnético, flujo de inducción magnética	Wb	weber	Wb = V.s
inductancia	H	henry	H = V.s/A
inducción magnética	T	tesla	T = Wb/m ²
intensidad de campo magnético	A/m		
fuerza magnetomotriz	A		
flujo luminoso	lm	lumen	lm = cd.sr
iluminancia	cd/m ²		
luminancia	lx	lux	lx = lm/m ²
número de onda	1/m		
entropía	J/K		
calor específico	J/kgK		
conductividad térmica	W/m K		
intensidad energética	W/sr		
actividad (fuente radioactiva)	1/s		

METALES

GENERALIDADES

I.1. ESTRUCTURA

Para poder interpretar los efectos que producen en los metales las fuerzas que le pueden ser aplicadas y sus variados comportamientos según sus estructuras, es necesario conocer primeramente distintos aspectos de la constitución íntima de los mismos, así como también las características físico - mecánicas que les competen.

I.1.1 EL ÁTOMO

Reseña histórica

Demócrito (siglo V A.C.) observando los fenómenos de la naturaleza, entre otros, los distintos estados que pueden presentar los líquidos, creó la doctrina filosófica del atomismo, por la cual consideró que todos los elementos naturales estaban constituidos por pequeñísimas partículas, no divisibles, a las que consecuentemente denominó «a-tomos» (átomo), invisibles al observador y que representaban la última subdivisión de la materia.

Este principio, surgido de especulaciones filosóficas, fue olvidado por siglos, hasta que John Dalton en 1804 los hace resurgir mediante comprobaciones experimentales (enunció la ley de proporciones múltiples).

Determinó que los átomos de un mismo elemento son iguales entre sí y por lo tanto de igual masa, la que difiere de la de otros elementos, y que las sustancias están formadas por *átomos* que resultan la menor partícula de materia que puede obtenerse a partir de un cuerpo simple (*elementos químicos*: hasta hoy son 103 los registrados), o por *moléculas* que corresponden a la última porción de materia de un cuerpo constituido por átomos diferentes (*compuestos químicos*).

Posteriormente M. Faraday (1834) al estudiar el paso de la electricidad a través de los líquidos dedujo que tenía lugar por el transporte de moléculas con cargas positivas o negativas (*iones*), fenómeno que le permitió establecer que con cada sustancia, cualquiera que fuese, iba asociada una cantidad constante de electricidad.

El carácter atómico de la electricidad hizo deducir a H. L. Helmholtz (1860) que al igual que la materia presenta *átomos de electricidad* que sólo pueden variar por múltiplos enteros de una unidad mínima.

A partir de la bien comprobada existencia de los iones positivos o negativos J. W. Hittor (1869) verificó que en el electrodo negativo de un tubo de descarga en el que se ha producido vacío (rayos catódicos), se generaban rayos lanzados a gran velocidad, a los que P. Lenard denominó *electrones*.

Posteriormente J. J. Thomson en 1897 y R. A. Millikan en 1910 establecieron la carga eléctrica del electrón y la de los iones positivos y constataron que la masa de éstos resulta mucho mayor que la de aquél.

Con los estudios y teorías que sintéticamente hemos explicado, Thomson ideó un modelo atómico constituido por una masa esférica de cargas positivas en la que se encontrarían alojados los electrones en igual número que aquéllas, que neutralizaban la carga de la masa. Bajo esta concepción el átomo resultaba impenetrable.

Átomo de Ernest Rutherford (1871 - 1937)

Fue Rutherford en 1911 quien determinó que radiaciones de rayos α emitidas por sustancias radioactivas (emisión material de átomos de helio doblemente ionizados) traspasaban finas láminas metálicas cuando impactaban sobre ellas con cierta velocidad, lo que sólo resultaba posible si los rayos se filtraban a través de la estructura atómica del metal, demostrando que los átomos no llenaban la masa sin solución de continuidad.

Simultáneamente C. Wilson fotografió las trayectorias de los rayos α (positivos) al pasar la lámina metálica, comprobando que experimentaban desviaciones en sus trayectorias, que serían producidas por la existencia de cargas eléctricas en el metal, el que al encontrarse eléctricamente neutro debía poseer tantas cargas negativas como positivas.

Las comprobaciones de Thomson sobre la carga negativa de los electrones y la relación de su masa con la del átomo elemental (hidrógeno: 1 ion positivo + 1 electrón), sumadas a la acción de los rayos α sobre finas láminas metálicas, han permitido a Rutherford formular su teoría atómica, en base a la cual suponía al átomo constituido por una masa de iones positivos (*protones*) concentrada en un volumen muy pequeño en relación al del conjunto atómico, este núcleo se encontraría rodeado de igual cantidad de cargas negativas para obtener un cuerpo eléctricamente neutro (átomos no ionizados), figura I.1a.

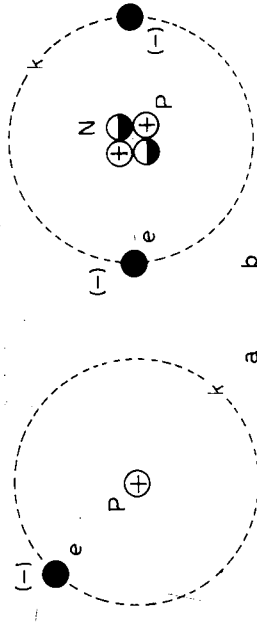


Figura I.1a. Átomos de Hidrógeno y Helio.

Justificó que la fuerza de atracción que surge de la ley de Coulomb entre cargas de distinto signo, se compensaba con la centrifuga que generaban los electrones que se desplazarian alrededor del núcleo según trayectorias a las que denominó órbitas (niveles de energía), al comparar al conjunto atómico con el sistema solar.

Criterio que se contradice con las leyes del electromagnetismo clásico (Maxwell, Lorenz), mediante las cuales se verifica que una partícula eléctrica acelerada emite energía en forma de ondas electromagnéticas (radiación), lo que no es observable en átomos estables, en los que sus electrones, en sus desplazamientos orbitales están afectados por aceleraciones tangenciales y centrípetas.

Para que el átomo irradie energía es necesario que disminuyan continuamente sus niveles energéticos (átomo inestable).

El modelo no explica además el porqué cuando los átomos son excitados presentan, en la observación en un espectroscopio, espectros formados por una serie de líneas (*espectro de rayas*).

La radiación electromagnética o de luz, que es emitida a determinadas frecuencias, corresponde sólo a algunos niveles de energía del átomo, generando el espectro a rayas que resulta característico para cada uno de ellos.

Si el electrón perdiera energía describiría una hélice introduciéndose en el núcleo del átomo, dando un espectro de luz continua (*espectro continuo*), con todas las longitudes de onda entre ciertos límites.

Antes de continuar enumerando sintéticamente la evolución de los avances científicos para conocer la estructura atómica, creemos conveniente hacer referencia a teorías y fenómenos que se tuvieron y tienen en cuenta para analizar la composición de la materia.

La contradicción entre algunos fenómenos, entre otros la "radiación de un cuerpo negro" y las leyes del electromagnetismo de Maxwell, tienen su origen en el hecho de que si bien éstas son aplicables a la *transmisión de la energía*, no lo son a la *generación y cese de la energía radiante*, que obedecen a otros fundamentos.

En el año 1900 Max Planck pronosticó que la luz, los rayos X y otros tipos de ondas, al igual que la materia, presentan *átomos de energía*, a los que designó con el nombre de *quantum* y que individualmente resulta la *menor cantidad de energía que se requiere para emitir o absorber una radiación*, energía radiante que varía por «saltos» o «paquetes» de cuantos y no en cantidades arbitrarias, correspondiéndole a Planck el primer testimonio de cuantización de la energía.

En la teoría correspondiente y en base a una de sus hipótesis que dice que "*un oscilador puede absorber o emitir energía de radiación en una cantidad proporcional a su frecuencia*", se fijó como energía de un quantum a $E = h \cdot f$, en la que h es la Constante Universal de Planck e igual a $6,626 \times 10^{-34}$ J.s y f la frecuencia de radiación.

Si la energía de un oscilador está cuantizada sólo variará a partir del quantum de energía $h \cdot f$ pudiendo ser: $n \cdot h \cdot f$ en la que n representa el número cuántico en valores enteros de 1 a 7.

A un quantum de energía luminosa $h \cdot f$ se lo denomina *fotón*, el que al incidir sobre una superficie metálica, puede transmitir a un electrón la energía que le permita escapar del metal atravesando la barrera particular de su energía potencial.

Un haz de luz avanza por el espacio en forma de haces concentrados de fotones (Efecto Compton - 1923), contrariamente a lo estimado por Planck, que supuso que lo hacía en forma de ondas electromagnéticas.

En la energía radiante deben distinguirse su intensidad (cantidad) y su frecuencia (calidad de la radiación).

Las suposiciones de Planck, que si bien no todas se consideran absolutamente correctas, fueron las precursoras del nacimiento de la teoría cuántica, considerándose a su constante como una de las más importantes de la física moderna.

Los átomos de un cuerpo sólo son capaces de emitir radiaciones cuando se los excita convenientemente, aumentando la energía cinética de algunos de sus electrones de manera de permitirles saltar la barrera de energía potencial, ya sea por calentamiento (*emisión termoiónica* - O. W. Richardson - 1920), por bombardeo electrónico (*emisión secundaria*), aplicando a las superficies de los metales campos eléctricos negativos muy intensos (*emisión de campo*) o bien por *emisión fotoeléctrica* (emisión de electrones de la superficie de un metal cuando incide sobre ella una radiación - A. Einstein - 1905).

Al estudiar el fenómeno de la emisión fotoeléctrica Einstein partió de la teoría del quantum de radiación de Planck y verificó que conserva su individualidad en la radiación.

El análisis de la relación entre la interacción de la radiación y la materia (proceso de emisión y de absorción de la radiación) se realiza según principios de la *física cuántica* que analiza los desplazamientos de las partículas subatómicas, cuyos movimientos no coinciden con las teorías de la mecánica newtoniana.

Átomo de Bohr - Números Cuánticos - Principio de Incertidumbre.

Intuitivamente y ante la evidencia del comportamiento de los átomos estables, Niels H. D. Bohr en 1913, consideró que las leyes de Maxwell no resultaban aplicables a nivel atómico, formuló nuevas hipótesis teniendo en cuenta los postulados de Planck y la definición del fotón, a partir de los cuales puso en evidencia la inestabilidad del átomo de Rutherford y la imposibilidad de explicar el origen del espectro a rayas que emiten los cuerpos, aunque aceptando su modelo con núcleo de cargas positivas y electrones con cargas negativas que lo circundan en igual cantidad.

Consideró en primer lugar que las órbitas en que se desplazan los electrones corresponden a determinados niveles de energía, constituyendo una propiedad inherente a la estructura atómica, aún sin explicación precisa en los átomos estables.

Estudiando el espectro del hidrógeno Bohr verificó la existencia de líneas espectrales bien definidas, que siguen un patrón regular para cada serie de longitudes de onda, formulando por primera vez una interpretación teórica fundada en ideas cuánticas, al comprobar que el átomo de hidrógeno no irradia energía para ciertos estados estacionarios y que la radiación tiene lugar exclusivamente cuando

pasa de un estado de energía determinado a otro menor y siempre que su diferencia resulte igual a un fotón $h \cdot f$.

Extendiendo el análisis espectral del hidrógeno se comprobó que la emisión difiere para cada tipo de átomo excitado según las cargas de sus núcleos, emitiendo espectros que le son privativos a cada uno de ellos.

En uno de sus postulados Bohr establece que la única posibilidad que un átomo genere una radiación se produce cuando se le entrega una cierta cantidad de energía, que puede desplazar a un electrón de su órbita al ganar energía potencial (átomo excitado). En tal situación el átomo espontáneamente (10^{-8} s) tiende a recuperar su estado inicial de equilibrio, devolviendo la energía recibida en forma de radiación con una frecuencia dada por la fórmula de Planck. Cada electrón desplazado, emitirá energía radiante de un quantum, la radiación emitida puede o no estar en el espectro visible.

Bohr en su modelo atómico justificaba el origen de las rayas espectrales emitidas por átomos excitados, considerando al átomo con sus niveles energéticos variando con un número cuántico, sin embargo en el espectro obtenido en un espectrógrafo de gran dispersión, se observa que casi todas las rayas emitidas, que deberían aparecer como líneas finas y únicas de acuerdo con su teoría, se presentaban desdobladas en dos, tres o más veces, lo que es atribuido a que los niveles de Bohr no son los únicos sino que admiten la existencia de varios subniveles con energías ligeramente diferentes, siendo por lo tanto 2 los números cuánticos que definen la verdadera energía de cada nivel: el *cuántico principal* n , que representa los niveles energéticos principales y el *cuántico secundario* l que especifica los subniveles de energía dentro de los niveles principales, conocidos con las letras s , p , d y f para definir los terminos orbitales de un electrón.

Además y si bien por el *principio de complementariedad* Bohr aseveró la dualidad de la materia, reconociendo que presenta propiedades corpusculares y ondulatorias, para el cálculo de la órbita del electrón lo consideró exclusivamente como corpusculo, aplicando la mecánica newtoniana, de imposible desarrollo en partículas del tamaño de un electrón.

Si bien la intuición y experiencias de Bohr permiten conocer con aproximación la constitución atómica, el origen de la luz y los espectros de emisión y absorción, las modernas teorías electrónicas demuestran la imposibilidad de aceptar todos sus principios ya que algunos surgieron de conceptos erróneos y por consiguiente no interpretan un sinnúmero de fenómenos atómicos.

El hecho de suponer que la estructura atómica es realmente un simil del sistema solar donde las órbitas y velocidades de los electrones son posibles de ser calculados, está desvirtuado a partir del *principio de incertidumbre* de W. Heisenberg (1925 - figura 1.1b), quien estimó que «la duda de determinar la posición del electrón es

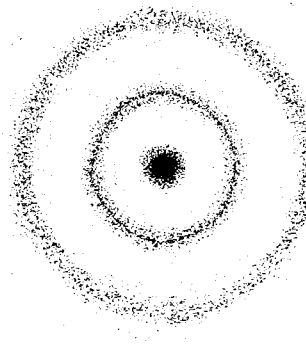


Figura 1.1b. Probabilidad de distribución de electrones en un átomo.

infinita y por consiguiente imposible de localizarlo y que si ello fuera posible se estaría totalmente ignorante de su velocidad", este principio basado en teorías y determinaciones de incertidumbres, que tienen en cuenta a la constante de Planck, resulta uno de los fundamentos principales de la teoría atómica moderna (*Mecánica Cuántica*).

Por otra parte si se considera el dualismo de la energía radiante, que puede comportarse como partícula, que mediante sus fotones generan la emisión y la absorción, y con carácter ondulatorio en los fenómenos de interferencia y difracción justifica la imposibilidad de considerar al electrón individualmente ya sea como partícula o como onda, que al complementarse hacen imposibles los cálculos numéricos para interpretar una gran cantidad de fenómenos atómicos.

E. Schroedinger (1926) al considerar que un corpúsculo o partícula material al desplazarse lo hace con carácter ondulatorio, efectuó el desarrollo matemático de esta hipótesis, dando lugar al inicio de la *Mecánica cuántica ondulatoria*, que permite determinar matemáticamente, mediante una cierta función de onda que mide la perturbación ondulatoria de las ondas de la materia, la *posición más probable del electrón en el átomo*, que obvia la necesidad de definirlo con exactitud.

Esta probabilidad se expresa mediante cuatro números denominados *números cuánticos: cuántico principal n, secundario l, ya mencionados, magnético m_l* (da la orientación y contribuye a la energía del electrón) y *cuántico de spin m_s* (expresa las dos direcciones de spin permitidas para el giro del electrón en torno a su propio eje).

Energía del átomo - Niveles de energía: Los electrones poseen en el conjunto atómico energía potencial y cinética (energías vibratorias) que los mantienen en sus órbitas describiendo ondas estacionarias localizadas, más o menos circulares alrededor del núcleo y posibilitando su desplazamiento orbital. Tienen tendencia a ocupar las posiciones en las cuales la energía potencial es mínima.

Resulta de la naturaleza misma del átomo que sus electrones se encuentren en ciertos *niveles de energía* principales de alta densidad atómica, cada uno de los cuales posee características propias, que definen el número máximo de electrones que pueden estar ubicados en los distintos niveles. Así los electrones más ligados al núcleo se encuentran formando la *capa* interna que contiene 2 electrones, el siguiente de mayor energía, acomoda a 8 electrones y así sucesivamente, pudiéndose expresar que cada nivel principal cumple con la relación: $Ne = 2n^2$ (aplicable el principio de exclusión de W. Pauli - 1900 - 1958), en la que Ne será el número de electrones y n el número de capas ascendentes (cuántico principal) Figura I.1a.

Frecuentemente la capa exterior no queda saturada de posibles electrones de acuerdo a la relación anterior constituyendo los denominados *electrones de valencia*. Normalmente los electrones de un átomo no pueden desprenderse por no poseer la energía suficiente que les permita atravesar su barrera de energía potencial.

A éste respecto y considerando nuestra finalidad de estudiar las estructuras metálicas, debemos hacer mención que un metal y debido a la gran aproximación de sus átomos, la barrera de potencial es más pequeña, por lo que algunos electrones exteriores la rebasan (*electrones libres*) y se desplazan

por la estructura en forma desordenada y caóticamente, intercambiando energía entre sí y con los átomos de la células del metal, vibrando alrededor de sus posiciones medias.

Se comprobó experimentalmente que cada átomo comparte un electrón, lo que permite deducir que en cada centímetro cúbico del metal pueden moverse libremente aproximadamente 10^{22} electrones.

Componentes y características físicas del átomo: A partir de 1897 en que J. J. Thomson dedujo la relación de carga eléctrica a masa mecánica del electrón, de la primera medición de su carga por R. A. Millikan en 1910 y del modelo atómico de Rutherford en 1911 en el cual las cargas eléctricas negativas de los electrones se neutralizan con las positivas de las partículas del núcleo denominadas *protones*, se fueron determinando otros componentes como así también sus características físicas.

Si bien es el *electrón* la partícula elemental del átomo de mayor importancia en ingeniería, deben tenerse en cuenta que incluidos en el núcleo se encuentran los *neutrones* (J. Chawick - 1932), como partículas sin carga *.

La masa del átomo corresponde a la de su núcleo, así la del protón en reposo es, considerando tres decimales, de $1,673 \times 10^{-27}$ kg y la del neutrón, ligeramente más pesado igual a $1,675 \times 10^{-27}$ kg.

La masa aparente del electrón en reposo, calculada teóricamente a partir de la teoría relativista, es de sólo $9,109 \times 10^{-31}$ kg, que pone de manifiesto que es 1836 veces menor que la del protón.

La concentración de la masa en el núcleo del átomo hace que el electrón sólo revista carácter eléctrico, correspondiéndole la *menor cantidad de electricidad que puede obtenerse individualmente* (carga elemental), que resulta de $1,602 \times 10^{-19}$ C.

El diámetro del núcleo es de aproximadamente de 10^{-14} m, el que a pesar de concentrar la masa del átomo, protón + neutrón, resulta muy pequeño en comparación al diámetro de la nube de electrones, que es de aproximadamente igual a 10^{-9} m.

I.2. ENLACE CRISTALINO

Antes de analizar el enlace metálico creemos conveniente recordar los distintos estados en que puede presentarse la materia.

* Debemos aclarar que hasta el presente se consideran *Partículas Fundamentales* en que está formada la materia no sólo al protón, el neutrón y el fotón, sino que además el positrón y el neutrino; aunque las tres primeras son las únicas necesarias para explicar la estructura de los átomos y de los niveles.

Existen otras como el pión (meson), detectado en los rayos cósmicos, el gravitón y la partícula W, de las que aún no se ha encontrado evidencia experimental y muchas otras de vida extremadamente efímera (10^{-10} a 10^{-21} s), que se analizan en la *Estadística Cuántica* (Fermi - Dirac y Bose - Einstein).

La materia en su conjunto resulta un agregado formado por un gran número de átomos, que de acuerdo a las relaciones de las fuerzas atómicas e interatómicas, pueden presentarse según tres fases: *gaseosa, líquida y sólida*.

En los gases las fuerzas intermoleculares son más débiles que aquellas que mantienen unidos a los átomos de sus moléculas, las que están separadas entre sí por distancias medias mayores que sus dimensiones. lo que permite que conserven sus individualidades.

Para el análisis del estado líquido existen estudios incompletos, por lo que pretender definirlo con mediana rigurosidad exige consideraciones que escapen a nuestra finalidad, más allá de la definición dada en química elemental: "distribución al azar de sus átomos".

Algunos líquidos al enfriarse se tornan tan rígidos como el vidrio, conservando la distribución al azar de sus átomos, que los clasifica como *sustancias amorfas*, por lo cual su rigidez de forma no resulta razón para considerarlos similares a los verdaderos sólidos; son líquidos subenfriados que no poseen una estructura cristalina.

En el estado sólido, todos los sólidos verdaderos presentan una *estructura cristalina* que significa un arreglo geométrico definido de átomos o moléculas.

El hecho de que la red cristalina presente la particularidad que sus átomos o grupos de átomos se dispongan con regularidad o periodicidad, hace posible estudiar la estructura de un sólido a partir de la unidad básica o célula elemental de la red, debido a que sus propiedades resultan comunes a todos sus componentes.

Si bien todos los verdaderos sólidos presentan estructuras cristalinas, sus propiedades difieren de uno a otro, diferencias que dependen de sus *enlaces atómicos*. En general se clasifican según cuatro tipos de enlaces básicos, pero que pueden presentarse como enlaces mixtos.

iónico: cloruro de sodio, cloruro de cesio. Son duros y frágiles, rompen por clivaje, malos conductores del calor y de la electricidad.

covalente (homopolar): diamante, estructuras del tipo del arsénico. Extremadamente duros, malos conductores del calor y de la electricidad.

fuerzas de Van der Waals (cristales moleculares): metano, sólidos de gases inertes. Son blandos, en muchos agregados funden a temperaturas muy por debajo del 0°C.

y ENLACE METÁLICO

En este tipo de enlace, que hace específicamente al estudio de las propiedades

mecánicas de los metales, tiene lugar cuando cada uno de los átomos metálicos contribuye con sus electrones de valencia (débilmente ligados a la estructura atómica), a la formación de una *nube electrónica* dentro del sólido.

Recordemos que por el principio de incertidumbre de Heisenberg los electrones de los átomos, considerados individualmente, no resultan puntos definidos ni presentan órbitas fijas, sino que se desplazan según sectores "más probables", aunque sus energías pueden calcularse aplicando las hipótesis de la mecánica cuántica.

El comportamiento de los niveles de energía de los electrones de valencia de un metal sólido difiere con respecto a los enlaces de otras fases, así el proceso de formación del metal tiene lugar cuando los átomos libres se acercan entre sí hasta comenzar una interacción entre los electrones de sus nubes exteriores, interacción que se extiende sobre un determinado campo denominado *banda de energía*, estas bandas pertenecen al agregado como un todo y los electrones ya no están asociados a átomos particulares, constituyendo los electrones libres. La interacción no afecta a los electrones de las capas internas de los átomos metálicos.

Las energías de los electrones en las interacciones que constituyen las bandas, son menores que cuando se mantienen en los niveles de los átomos aislados, por lo que la energía del agregado metálico es menor que la suma del conjunto de átomos que constituyen la red cristalina, pudiendo aún ser menor por la atracción que se ejerce entre los electrones y los iones positivos.

Resumiendo podemos decir que entre los iones positivos (átomos que cedieron electrones) los electrones de valencia se mueven en todas direcciones a grandes velocidades, constituyendo lo que puede considerarse como un *gas electrónico*, figura I.1c., que no sólo neutraliza la carga del conjunto, sino que además mantiene la cohesión de la estructura y consecuentemente el equilibrio de la red espacial.

Una característica del enlace metálico lo da el hecho de que todos los iones positivos son equivalentes, de manera que el corrimiento de algunos de ellos, por la acción de las cargas que le pueden ser aplicadas que ocasione rotura de sus enlaces (deformación plástica), no impide que se restablezca el equilibrio con otros átomos que no eran sus vecinos originales.

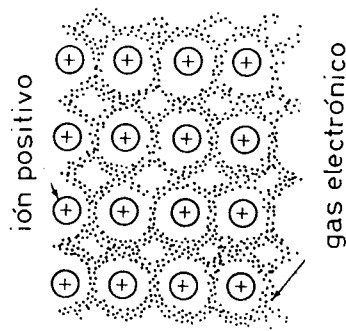


Figura I.1c. Esquema del enlace metálico. W. Smith.

ESTRUCTURA DE LOS METALES

La formación de los agregados metálicos sólidos se obtiene por el acomodamiento ordenado de sus átomos en el espacio. La cristalización tiene como elemento básico o primario a la *célula elemental o unitaria (celdilla)* que representa el grupo más pequeño de átomos que posee la simetría

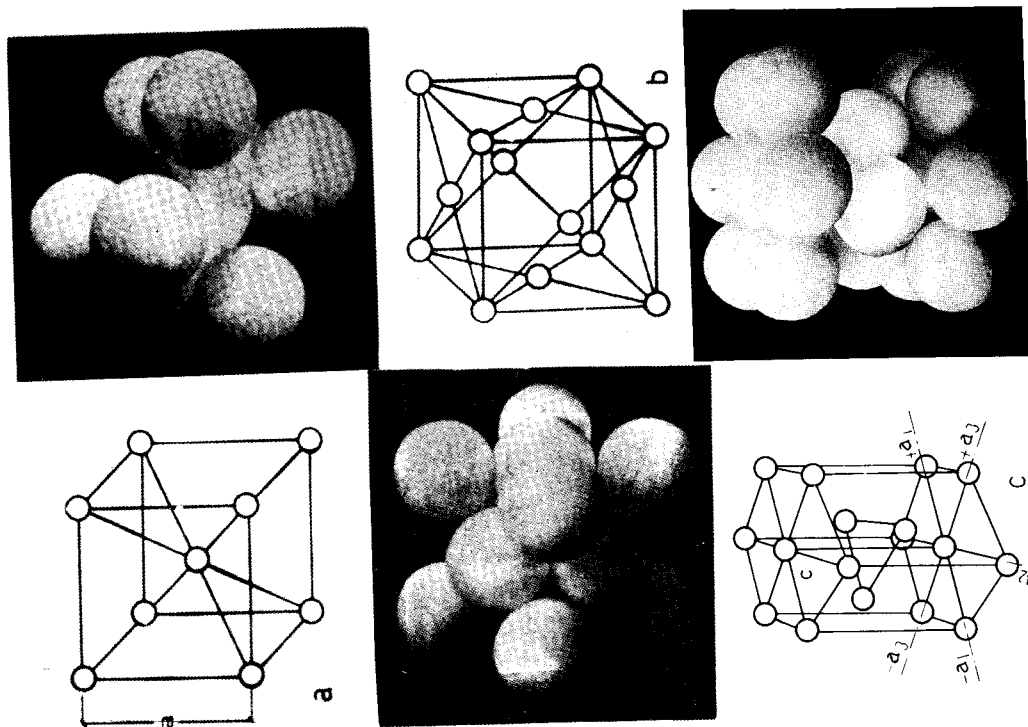


Figura 1.1d. Células unitarias: a. Cúbica centrada - b. Cúbica de caras centradas y c: Hexagonal compacta.

del cristal, que cuando se repite en el espacio forma la red cristalina.

La definición de célula elemental puede resumirse como : *la unidad mínima mediante la cual el cristal (grano del metal) se puede construir por repetición en tres direcciones.*

De las catorce estructuras cristalinas conocidas los metales, en su gran mayoría, cristalizan según estructuras *cúbica centrada* (cc), *cúbica de caras centradas* (ccc) y *hexagonal compacta* (hc), figura 1.1d., cuyas características y propiedades hemos tratado al estudiar a los metales frágiles y plásticos (pag. 51).

La célula unitaria hexagonal compacta debe su estructura al hecho de estar constituida por cuatro celdas de la red espacial hexagonal simple (tienden a ser inestables), que sólo en su conjunto forman planos basales hexagonales (seis triángulos equiláteros con ángulo de 120°), que pone de manifiesto que las células simples consideradas individualmente no disponen de átomos basales que configuren un hexágono.

Si las redes espaciales presentan una distribución de átomos que tienen para cada estructura idénticos alrededores, su regularidad y geometría quedan definidas por constantes que resultan las longitudes de tres vectores (*vectores de la red*), medidos en un sistema cartesiano triaxial y por los tres ángulos que forman estos vectores (*ángulos interaxiales*).

La distancia atómica *a* de las células cúbicas de metales puros corresponde a la *constante de la red espacial*, con dimensiones medidas según el Sistema Internacional en nanometro : nm ($1\text{nm} = 10^{-9}\text{m}$). Así para algunos de los metales de mayor uso tenemos:

	cúbica centrada cc	cúbica de caras centradas ccc
Hierro α	: 0,287*	Aluminio : 0,405
Cromo	: 0,289	Cobre : 0,361
Molibdeno	: 0,315	Níquel : 0,352
Tungsteno	: 0,316	Plata : 0,409

* Corresponde hasta la temperatura de 912 °C (hierro α) a partir de la cual cambia a ccc (hierro γ : $a = 0,361\text{ nm}$), manteniéndose hasta los 1394 °C, para volver a cc (hierro δ).

Poliformismo: cuando la estructura puede presentar más de un tipo de red espacial, que se transforma en *alotropía* cuando el cambio es reversible.

Las estructuras hexagonales compactas se definen por las distancias *a* y *c*, figura 1.1d.

Cobalto : $a = 0,251$ Cinc : $a = 0,266$ Titanio : $a = 0,295$
 $c = 0,407$ $c = 0,495$ $c = 0,468$

Si como hemos dicho la cohesión del metal resulta de la atracción entre iones positivos y los electrones que conforman el gas electrónico (enlace de carácter eléctrico en que los electrones de valencia son compartidos por todos los átomos de la estructura), la regularidad de la red permite que los cristales puedan desarrollarse sin limitaciones espaciales o numéricas, desarrollo que sólo depende de factores energéticos, figura I.1e.

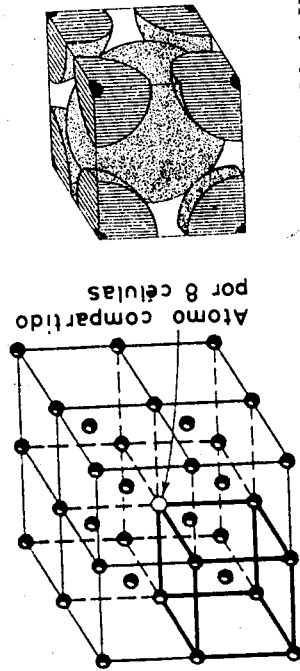


Figura I.1e. Agrupación de ocho células unitarias de la red cc. Metals Handbook

De la figura se deduce que el tamaño de cristales de igual naturaleza pueden diferir en sus dimensiones a nivel atómico, aunque los átomos y células que los constituyen resultan exactamente iguales.

Se justifica la diversidad del tamaño de los cristales de una estructura policristalina al hecho que el crecimiento se produce al unísono y en forma independiente de los cristales que la constituyen, expansión que sólo se detiene por el freno que le imponen los cristales adyacentes, que se desarrollan en las más diversas orientaciones.

I.4. ÍNDICES DE MILLER

En toda estructura cristalográfica la sucesión ordenada de sus átomos permite aceptar que todos ellos se encuentren contenidos en planos paralelos y equidistantes, que conforman haces que se conocen como *planos cristalográficos*.

Las propiedades mecánicas de los metales (resistencia y deformabilidad) variarán según los tipos de estructuras que presenten, por lo cual el análisis de los *sistemas de deslizamiento* (*direcciones y planos de deslizamiento*) resulta de importancia para sus valoraciones prácticas.

El estudio de las estructuras cristalinas que presentan células cúbicas, se facilita utilizando grupos de tres números con los que pueden definirse las posiciones de cualquier plano o línea que se encuentre contenido en la célula, por lo que resultan de importancia para identificar aquellos que por

su compactación facilitan en mayor grado a la deformación plástica, estos números corresponden a los *índices de Miller* (W. H. Miller - 1801 - 1880).

La valoración se realiza a partir de coordenadas triaxiales cuyo origen coincide con el vértice de la célula y que toma como unidad de medida a la arista del cubo, que resulta la constante de la red espacial.

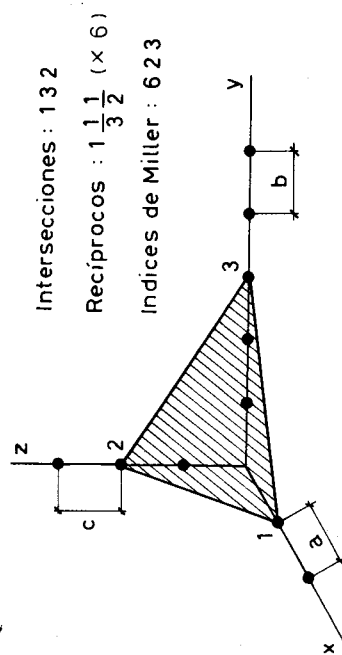


Figura I.1f. Procedimiento para obtener los Índices de Miller

En forma general los índices de Miller para un plano se obtienen, tomando el ejemplo arbitrario de la figura I.1f., mediante el siguiente procedimiento:

- 1) Se determinan las intersecciones del plano cristalográfico sometido a estudio con los ejes coordenados $x - y - z$: en el dibujo 1-3-2
- 2) Se fijan sus recíprocos : $1 \frac{1}{3} \frac{1}{2}$
- 3) Los índices de Miller para el plano resultan de considerar los *números enteros* más pequeños que presentan la misma relación que los recíprocos. En el ejemplo dado resultan: (623).

Los índices correspondientes a planos se indican entre paréntesis.

El valor obtenido no sólo describe a un plano sino que a todos que le son paralelos, como podría ser el (264).

Los índices de Miller así calculados sólo dan información geométrica espacial sobre los planos cristalográficos y no hacen referencia de por sí a la compactidad atómica que les corresponden, utilizándose las letras (hkl) para indicar los índices de los planos en las direcciones xyz .

Cuando se considera planos paralelos a los ejes de la terna, por ejemplo el $ABCD$ de la figura I.1g.a, que intercepta al eje x a una unidad del origen y es paralelo a los ejes y y z , sus coordenadas resultan $1\infty\infty$, que siguiendo el procedimiento descrito, nos da los índices de Miller para el plano (100).

Mediante igual análisis los índices de los planos de las caras del cubo resultan, además del mencionado, el (010) y el (001).

El ejemplo de la figura c, en la que se cambió el origen, nos muestra la intersección del plano considerado en coordenadas negativas, por lo que los índices se indicarán con el signo correspondiente, que resulta $(\bar{1}\bar{1}0)$.

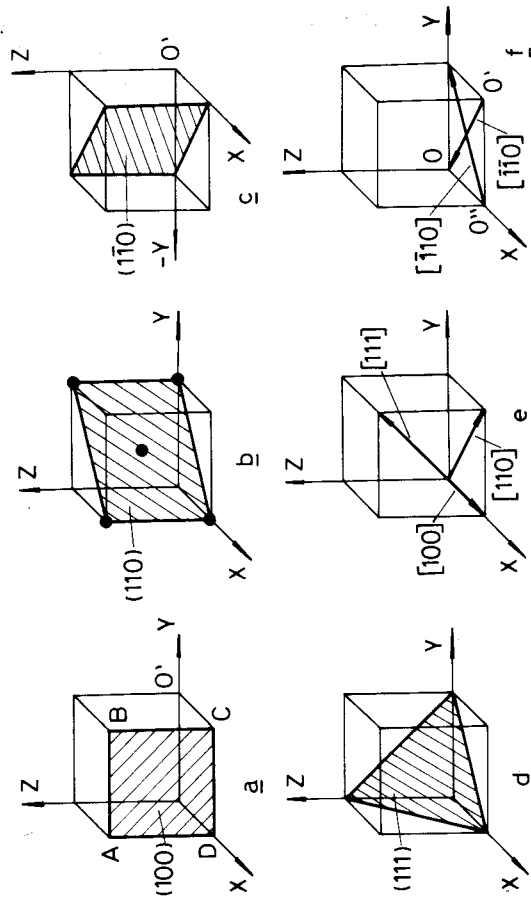


Figura 1.1g. Índices de Miller en células cúbicas.

Si en la figura a se considera como origen de coordenadas el vértice O' de la célula, los índices de los planos del cubo serán $(\bar{1}00)$, $(0\bar{1}0)$ y $(00\bar{1})$.

Cuando los índices corresponden a redes equivalentes (que se presentan relacionados por la simetría del sistema cristalino y que constituyen lo que se denomina una *familia de planos*), se indican entre llaves, así a todas las caras del cubo le corresponde $\{100\}$.

A diferencia de los índices de planos, los de las direcciones resultan directamente de sus proyecciones sobre los ejes (no se consideran los recíprocos), y se los representa entre corchetes, figura e y f, indicándose con las letras $[uvw]$.

Todos los vectores paralelos tienen los mismos índices de dirección.

Al igual que en el caso de los planos se pueden considerar *familias de índices*, que corresponden a direcciones *cristalográficamente equivalentes*, que presentan iguales espacios atómicos a lo largo de cada dirección.

Cuando se hace referencia a todas las direcciones de una misma forma o familia, los índices van entre líneas quebradas $\langle \rangle$, así por ejemplo la notación $\langle 100 \rangle$ será utilizada para indicar colectivamente las direcciones de los lados del cubo $[100]$, $[010]$, $[001]$, $[\bar{1}00]$, $[0\bar{1}0]$ y $[00\bar{1}]$.

Los planos cristalográficos de mayor compacidad y direcciones de sus posibles deformaciones, presentan, para las células cúbicas de caras centradas (ccc) un sistema de deslizamiento dado por $\{111\}$ y $[110]$, figuras d y e respectivamente, con familias de planos $\{111\}$, $\{\bar{1}\bar{1}\bar{1}\}$, $\{1\bar{1}\bar{1}\}$ y $\{\bar{1}\bar{1}1\}$. Tres son las direcciones compactas, que corresponden a las diagonales que corren a través de las caras de la celda unitaria.

Si cada familia de planos, llamados planos octaédricos, contiene a tres direcciones compactas, el número total de sistemas de deslizamiento resulta $4 \times 3 = 12$, por lo cual es casi imposible no encontrar por lo menos un plano (111) que facilite el deslizamiento (metales muy dúctiles).

Los cristales cúbicos centrados (cc) presentan cuatro direcciones compactas, las $[111]$ figura e, con plano compacto (110) , figura b, sin embargo éste no sobresale netamente en lo que respecta a su compacidad, lo que significa que cualquier plano que contenga la dirección $[111]$ puede asemejarse.

Una característica de los índices de Miller para células cúbicas es que los que corresponden a un plano son idénticos a los de la dirección que le es normal.

Para la indicación de los planos y direcciones cristalográficas de los cristales hexagonales se procede con igual criterio que para las células cúbicas, a diferencia que en este caso se indican cuatro dígitos (*Índices de Miller-Bravais*), para lo cual se toman como coordenadas las tres direcciones más compactas del plano basal, que forman entre sí ángulos de 120° ($a_1 = a_2 = a_3$, figura I.1d.c.), siendo el cuarto eje de referencia su normal, con unidad de medida igual a la altura de la célula (c), se indican con las letras (u, v, t, w) .

En los cristales hexagonales compactos, tal el caso del cinc, cadmio y magnesio, el único plano con densidad atómica compacta similar a la de la red cúbica de caras centradas, es el basal con índice (0001) , sobre el que tiene lugar el deslizamiento según las direcciones diagonales $[11\bar{2}0]$. Si se dispone de un sólo plano basal por célula unidad y tres direcciones compactas, la estructura hc presentará tres sistemas de deslizamiento.

En el titanio y el berilio, que también cristalizan según el sistema hexagonal compacto, el plano de deslizamiento es $(10\bar{1}0)$, manteniendo las direcciones compactas con índices $[11\bar{2}0]$.

Ya veremos, en la página 97, otro proceso de deformación denominado de *maclaje*, en el que los posibles planos de maclas resultan (112) , (111) y $(10\bar{1}2)$ para las estructuras cc, ccc y hc respectivamente, con direcciones para cada caso de $[111]$, $[112]$ y $[\bar{1}011]$.

La separación entre planos cristalográficos se determinan por métodos de difracción mediante rayos X, que utilizan rayos de la misma longitud de onda que la distancia entre los planos de la red cristalina, aplicando la denominada ecuación de Bragg (William H. Bragg, 1862 - 1942).

1.5. IMPERFECCIONES DE LA ESTRUCTURA CRISTALOGRAFICA

Los procesos de elaboración de los metales y aleaciones tienen lugar en hornos especiales de variadas formas y funcionamiento, en los que se funden los minerales con otros agregados según el producto a obtener. A partir de esta fusión y a medida que el material va solidificándose (*proceso de cristalización*), la agrupación de las células constituyen, como vimos, los cristales o granos del metal, que al formarse en las más variadas direcciones forman la masa policristalina.

En condiciones muy especiales pueden obtenerse cristales únicos que resultan casi perfectos por el ordenamiento regular de sus átomos y células unitarias.

Obtenido el monocristal fue posible determinar (A. A. Griffith - 1920) su naturaleza anisótropa y verificar la enorme diferencia existente entre su resistencia, calculada a partir de la fuerza requerida para destruir los enlaces entre átomos, y la del policristal que constituyen (resistencia real).

La resistencia de los metales puede llegar a resultar hasta 1000 ó más veces menor que la que corresponde a la del cristal ideal, lo que es atribuible al hecho de que los sólidos están plagados de minúsculos defectos que conforman verdaderas inclusiones submicroscópicas, que afectan a la estructura de la red en escala atómica.

Como consecuencia, en ensayos de laboratorio, puede verificarse que un mismo metal o aleación presenta más resistencia cuando se los industrializa en forma de hilos o alambres y aún en estos casos las variaciones son de importancia al disminuir sus diámetros, hecho que pone de manifiesto no sólo la incidencia de los procesos de elaboración, sino que además la influencia de los defectos en las mayores secciones.

Si bien los metales presentan propiedades que pueden considerarse como *insensibles a sus estructuras*, tal el caso de la densidad, punto de fusión, calor específico, etc., que se analizan a partir del comportamiento teórico del cristal perfecto, los cristales reales no cumplen con las características de repetibilidad, que generan imperfecciones o distorsiones de la red en el proceso de cristalización.

Los defectos reticulares de las redes cristalinas de los metales inciden en las propiedades mecánicas de resistencia y deformabilidad, como también en sus capacidades de conductibilidad eléctrica, que resultan por lo tanto las *propiedades sensibles a la estructura*.

Las imperfecciones cristalinas de mayor importancia pueden clasificarse, como se indica en la figura 1.2a., en *defecto puntual* es aquel localizado en las proximidades de unos pocos átomos, si se presenta a través del cristal mismo pueden clasificarse en *defectos de línea* que se extiende en formas de líneas (*dislocaciones de borde o helicoidales*), y en *defectos de superficies o de plano* que resultan de la superposición de defectos de línea en un plano.

A estos defectos, que estimamos los más generalizados, debemos agregar el *defecto de Frenkel*, los *átomos de impurezas*, etc.

El defecto resultará puntual cuando sólo afecta a una pequeña cantidad de átomos, ya sea por ausencias (*vacancias*), figura 1.2a a, que pueden llegar a producir huecos, por exceso de átomos (*átomo intersticial*), figura 1.2b., o bien por *átomos de impurezas* incluidos en la red.

Defectos puntuales - Vacancias: existe una *vacancia* o "agujero" en la red cuando falta un átomo en el ordenamiento cristalográfico, se pueden producir por diferentes efectos:

a) por perturbaciones en la estructura metálica durante el crecimiento de los cristales en el proceso de solidificación del metal.

b) por temperaturas suficientemente elevadas que generen movimientos iónicos con diferentes energías cinéticas, que permite que algunos de ellos puedan desprenderse de sus posiciones de equilibrio, destruyendo la repetibilidad ordenada de la estructura, distorsionando los planos de la red que rodea la vacancia.

c) de la energía para generar una vacancia que se trasmite entre los componentes de la red por medio de colisiones elásticas producidas por vibraciones térmicas, vacancia que puede desplazarse a través del sólido metálico.

d) por deformaciones plásticas de cierta importancia que pueden producirse en los procesos de elaboración.

Si las vacancias se acumulan pueden llegar a constituir huecos.

Átomos intersticiales: los muchos espacios libres que pueden aparecer en el ordenamiento cristalográfico que tiene lugar en la cristalización de un metal, pueden ser ocupados por otros átomos denominados intersticiales, de la misma naturaleza que los de la estructura o pertenecer a átomos de aleación, tal el caso del carbono o gases de nitrógeno, hidrógeno y oxígeno.

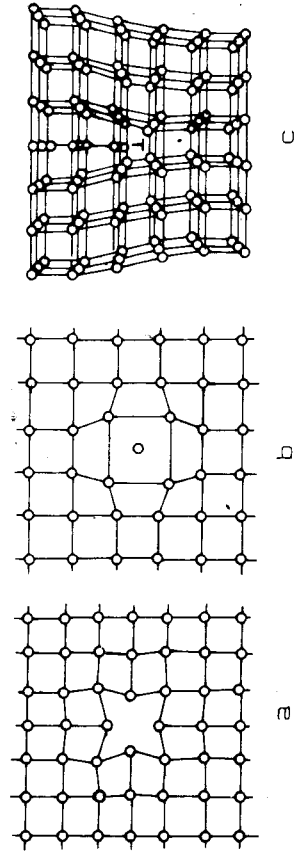


Figura 1.2a. Defectos puntuales: a) vacancia. b) átomo intersticial. Defecto lineal: c) dislocación de borde.

Las soluciones sólidas intersticiales generalmente se constituyen cuando los

átomos de soluto, que se difunden con relativa facilidad, resultan de menor diámetro que los del solvente. Si bien la concentración del soluto intersticial es pequeña sus efectos pueden resultar de importancia en las propiedades de la aleación.

Ya veremos en el capítulo de Introducción a la Metalurgia, que en la difusión intersticial de carbono en hierro, los átomos de carbono deben pasar entre los átomos de la matriz de hierro puro, constituyendo *cristales de grafito* o *cristales de carburo de hierro* (cementita) y la solución sólida de carbono en hierro α (célula cúbica de caras centradas) se conoce como ferrita.

El átomo intersticial puede aparecer en metales que fueron sometidos a severas distorsiones locales.

Átomos de impurezas: las impurezas se producen cuando un átomo externo ocupa lugares que le son privativos a los que constituyen la estructura metálica y que, como consecuencia, perturba la perfección del orden cristalográfico.

El o los átomos de impurezas pueden estar alojados en puntos de la misma red y reemplazar a átomos del metal (átomos sustitucionales) o bien presentarse como átomos intersticiales.

Si bien la estructura cristalina del elemento base se mantiene inalterable, sus posiciones pueden distorsionarse con el aditamento de la impureza, muy especialmente si existe una diferencia muy significativa entre sus diámetros atómicos.

Las impurezas se relativizan si la diferencia entre los diámetros no excede el 15%, y además en los casos que las estructuras cristalinas de los elementos resulten las mismas o presenten la misma valencia.

Considerando su trascendencia en ingeniería electrónica, un ejemplo de "átomos de impurezas" nos lo brinda uno de los elementos esenciales para la obtención de los transistores, en los que algunos átomos de los cristales de germanio son reemplazados por átomos de arsénico o galio, aunque éstos resultan de distinta estructura atómica.

Defecto de Frenkel (Yakov I. Frenkel, 1894 - 1954): si bien los defectos más comunes de las estructuras resultan los hasta aquí enumerados, puede ocurrir que un átomo se desplace intercalándose entre otros de la red, generando simultáneamente una vacancia y un defecto intersticial.

Dislocaciones: como ya hemos indicado los cristales reales contienen imperfecciones submicroscópicas que se van acumulando conformando lo que se denomina *dislocaciones*, que resultan los defectos de mayor trascendencia por ser los responsables del fenómeno de deslizamiento que genera la deformación plástica o permanente de los metales.

Recordemos que el cálculo del alargamiento de rotura y la estricción en tracción estática de metales definen la propiedad mecánica de deformabilidad, íntimamente ligada a sus resistencias.

Las dislocaciones pueden producirse durante la solidificación del metal y se presentan como se indica en la figura I.2a c., en la que se aprecia un plano cristalográfico incompleto. El signo $\perp$ indica convencionalmente que la dislocación es positiva y se desplaza hacia la derecha.

En estas condiciones la dislocación puede producir una deformación permanente de la red si se aplican cargas tangenciales o de cizallamiento.

La deformación se va *desplazando linealmente* en espacios reticulares en una dirección paralela a un plano de deslizamiento, dando lugar a la aparición de un plano vertical extra en el borde del cristal (*dislocación de borde*), el proceso completo puede observarse en la figura I.7., con dislocación negativa.

Una característica importante de las dislocaciones lo da el hecho que no terminan en el interior del cristal, pero si pueden concluir en el *límite de grano*.

El movimiento de una dislocación de borde a través del cristal termina conformando un escalón unitario de deslizamiento, cuyo espesor es de una distancia atómica, la que por consiguiente no resulta visible. Para que pueda ser observada se deberán producir cientos o miles de dislocaciones a través de un mismo plano de deslizamiento. Si se juntan un gran número de dislocaciones pueden generar un pequeño defecto en forma de grieta.

La descripción cuantitativa de las dislocaciones se realiza mediante el *vector de Burgers*, que se determina a partir de un circuito cerrado (*circuito de Burgers*) sobre la estructura libre de dislocaciones, figura I.7c., o sea aquella que resulta de no considerar el efecto del desplazamiento que la dislocación produjo a ambos lados de la red.

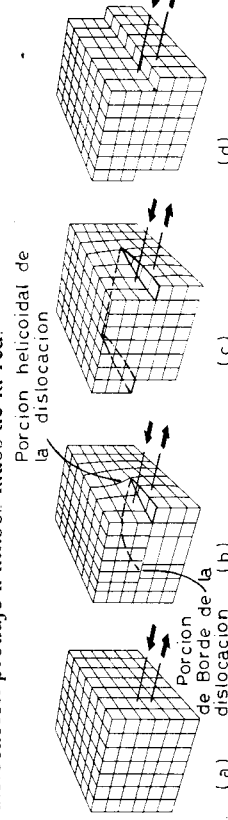


Figura I.3. Representación esquemática de cuatro posiciones de una deformación por deslizamiento debido a la generación y movimiento de una dislocación (líneas de trazos) a través del cristal. ASM - 1995.

a) El cristal antes del desplazamiento. b) El cristal parcialmente desplazado
c) Desplazamiento completo a través de parte del cristal d) Desplazamiento completo a través de todo el cristal.

Como se observa en la figura I.7b., el circuito permanece abierto cuando el cristal se ve afectado internamente por la dislocación, *el vector necesario para cerrarlo resulta el vector de Burgers: b*, cuyo sentido indica el desplazamiento de la dislocación.

El defecto de cierre dado por el vector de Burgers es característico de cada dislocación lineal y resulta normal a la misma.

Las dislocaciones lineales no pueden entrelazarse entre sí saltando a través de planos cristalográficos no afectados, pero sí pueden hacerlo mediante planos atómicos, de manera que resulta posible trazar una hélice continua a sus alrededores, formando lo que se denomina *dislocación helicoidal*.

La característica de la dislocación helicoidal es que su eje resulta paralelo al vector de Burgers, el que permite definirla cuantitativamente.

En consideración a que en los metales pueden presentarse muchas dislocaciones simultáneamente, sus efectos acumulados o amortiguados requieren estudios más especializados que competen a la Metalurgia Física.

A los defectos que hemos analizado a partir de las redes cristalinas, debemos agregarles aquellos más comunes a nivel metalúrgico producidas por el nitrógeno, hidrógeno, oxígeno o por impurezas, que generan los denominados *defectos macroscópicos*, que afectan a las propiedades mecánicas de los metales muy especialmente bajo la acción de cargas dinámicas.

Los principales defectos que originan los gases se manifiesta como sopladuras, fisuras o grietas y las impurezas como incrustaciones. Las fisuras también se generan por acumulación de las dislocaciones.

1.6. LÍMITES DE GRANO

El desarrollo de los temas hasta aquí tratados se refieren casi exclusivamente al estudio de células unitarias de metales puros, que rara vez se presentan como materiales de uso en ingeniería.

Con análogo criterio pueden estudiarse las células y cristales de las aleaciones, en los que las propiedades mecánicas del policristal depende de los porcentajes de los dos o más elementos que lo constituyen, al margen de sus orientaciones en la masa metálica.

En ambos casos el estudio individual de la célula facilita el entendimiento de algunos de los problemas básicos que pueden presentarse en el uso práctico de los metales (nombre genérico de los metales puros y aleaciones).

Además de los eventuales defectos estructurales que presentan los metales y que generalmente surgen en la cristalización, debe considerarse el rol de los denominados *límites de grano*, constituidos como ya vimos por una red amorfa de sólo algunos diámetros atómicos de espesor, que corresponde a los bordes donde los cristales cambian las direcciones de sus planos cristalográficos al presentarse en las más diversas posiciones, manteniendo la continuidad de la masa metálica.

Los límites de grano resultan las zonas donde se "frenan" las

deformaciones que se pueden producir a través de los planos de deslizamiento (movimiento de las dislocaciones), por lo cual los metales de grano fino, presentan mayores superficies de contacto, que al disminuir los deslizamientos generan, como consecuencia, mayores resistencias mecánicas bajo cargas estáticas y dinámicas y un aumento de la dureza.

Si bien los límites de grano constituyen barreras para el deslizamiento hasta la rotura del material, ejercen mayor influencia en las primeras etapas de aplicación de las cargas, por lo cual el límite elástico depende más del tamaño del grano que de la resistencia a la tracción.

Los límites pueden considerarse como regiones de desajuste de los cristales, por lo que resulta posible que tengan lugar, con relativa facilidad, movimientos atómicos a través y a lo largo de los innumerables cambios de posición con que se presentan en la masa policristalina. El movimiento surge del proceso por el cual los átomos dejan un cristal y se unen a otro sobre el lado opuesto del límite.

La velocidad de los átomos que se mueven en los límites de grano depende, entre otros factores, de la temperatura, pues son las vibraciones térmicas las que facilitan sus desplazamientos.

Resulta por lo tanto que a temperaturas no muy elevadas los metales fallan, como oportunamente hemos mencionado, por fisuras que pasan a través de los cristales mismos y no en sus límites de contacto con los que lo rodean (*fracturas transcrystalinas*). A temperaturas elevadas los límites de grano pierden su resistencia con mayor rapidez que los cristales, produciéndose a lo largo de ellos la fractura denominada *intercristalina*.

1.7. DEFORMACIONES DE LOS METALES

Cuando un metal es deformado, es posible observar al microscopio, con más de 150 aumentos (análisis micrográfico), que su variación de forma se produce por la deformación que experimenta cada uno de los cristales que lo constituyen a partir de los planos y direcciones de deslizamiento de las células elementales y no por el desplazamiento entre ellos, lo que significa que el estudio de la deformación y fractura de un metal puede realizarse, en primera instancia, sobre un monocristal, considerando luego las acciones mutuas o influencias que pueden ejercerse entre granos próximos.

Si el pasaje del estado líquido al sólido de la masa metálica se realiza con extrema lentitud y absoluto reposo, es posible obtener, como ya indicamos, monocristales que permiten verificar experimentalmente el carácter anisótropo de los mismos y demostrar que su menor resistencia a la deformación corresponde a planos y direcciones determinadas.

La mayoría de los estudios a que son sometidos experimentalmente los monocristales para determinar sus propiedades mecánicas, se realizan bajo tracción uniaxial.

1.7.1 DEFORMACIONES ELÁSTICAS - MÓDULO DE ELASTICIDAD

Hemos dicho que si aplicamos al metal una carga, se origina en sus cristales un desequilibrio de las fuerzas interatómicas, o sea que la atracción o repulsión entre sus átomos experimentan una variación de sus valores; si los mismos tienden a acercarse, las fuerzas de repulsión se debilitan en menor grado que las de atracción, o viceversa si tienden a alejarse, originándose una diferencia o fuerza interior que se opone a la carga aplicada, restaurando el equilibrio o la cohesión del conjunto, si aquella no alcanza un valor determinado que dependerá de la naturaleza del material, como puede observarse en la figura 1.4., en donde la distancia interatómica a_0 corresponde al punto de equilibrio entre las fuerzas de atracción y repulsión.

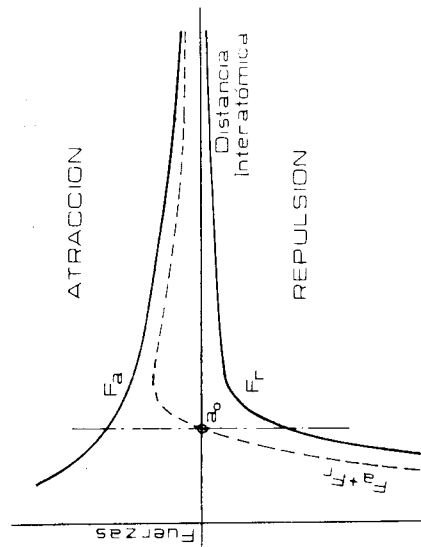


Figura 1.4. Fuerzas de atracción y repulsión en función de la distancia interatómica.

Ahora bien, si la deformación es elástica la separación de los átomos de sus posiciones de equilibrio da como resultado la distorsión de la red (estiramiento de los enlaces atómicos), manteniéndose cada átomo con los que lo circundan, figura 1.5, y dada la anisotropía de los cristales la magnitud de esa distorsión, en cada uno de ellos, variará según su orientación con respecto a la sollicitación exterior. De manera que la interacción entre

ellos, a través de los límites de grano, da como resultado que la deformación total sea el promedio de las individualidades de cada cristal.

Si tenemos en cuenta que las deformaciones, para una sollicitación dada, variarán con las fuerzas de atracción y repulsión, las que a su vez dependerán de las distancias interatómicas, comprobamos que el módulo será función de la red cristalina del metal. *En todo policristal el módulo de elasticidad varía casi exclusivamente con la red cristalina y no con la configuración particular de sus granos o estructura.*

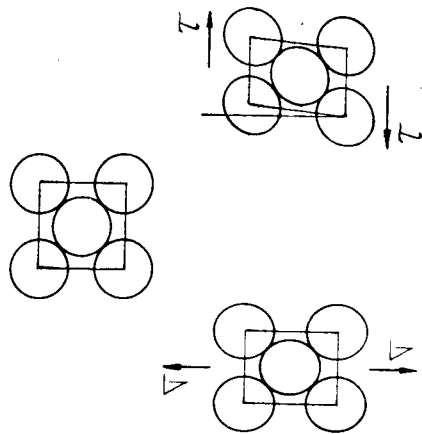


Figura 1.5. Deformación elástica de un metal de estructura cc por acción de tensiones normales y tangenciales.

1.7.2 DEFORMACIONES PLÁSTICAS

Distorsión y reformación de los enlaces atómicos

a) Por deslizamiento

Toda deformación plástica, por ser permanente, exige que el desplazamiento de los átomos sea tal que en la distorsión de la red alcancen nuevas posiciones de equilibrio con átomos que no resulten sus vecinos originales; los átomos deben deslizarse para ello en un número entero de distancias atómicas. Este corrimiento tiene lugar por el desplazamiento de una zona del cristal sobre otra y es producido por las tensiones tangenciales que le son críticas.

La deformación plástica por deslizamiento se origina en los planos cristalográficos de mayor densidad atómica y según las direcciones más compactas (sistemas de deslizamiento), en las que el corrimiento del átomo, de una a otra posición de equilibrio, es mínimo y máxima la distancia entre planos cristalográficos sucesivos, que hace mínimo el enlace entre ellos.

Las células cúbicas de caras centradas (cobre, aluminio, níquel, etc.) presentan, como vimos, doce sistemas de deslizamiento; ninguna otra red alcanza esta cantidad, lo que le proporciona propiedades físico-mecánicas diferentes, entre las que podemos mencionar su aptitud a soportar grandes deformaciones plásticas.

Las células cúbicas centradas (hierro, cromo, tungsteno, etc.) no presentan planos de densidad atómica predominantes que hace que requieran una tensión

tangencial más elevada, con disminución de su ductilidad, con respecto a los monocristales cúbicos de caras centradas.

Los cristales hexagonales compactos: cinc, cadmio y magnesio, sólo experimentan deformaciones de cierta importancia cuando la dirección de la máxima tensión deformante coincide con el plano basal.

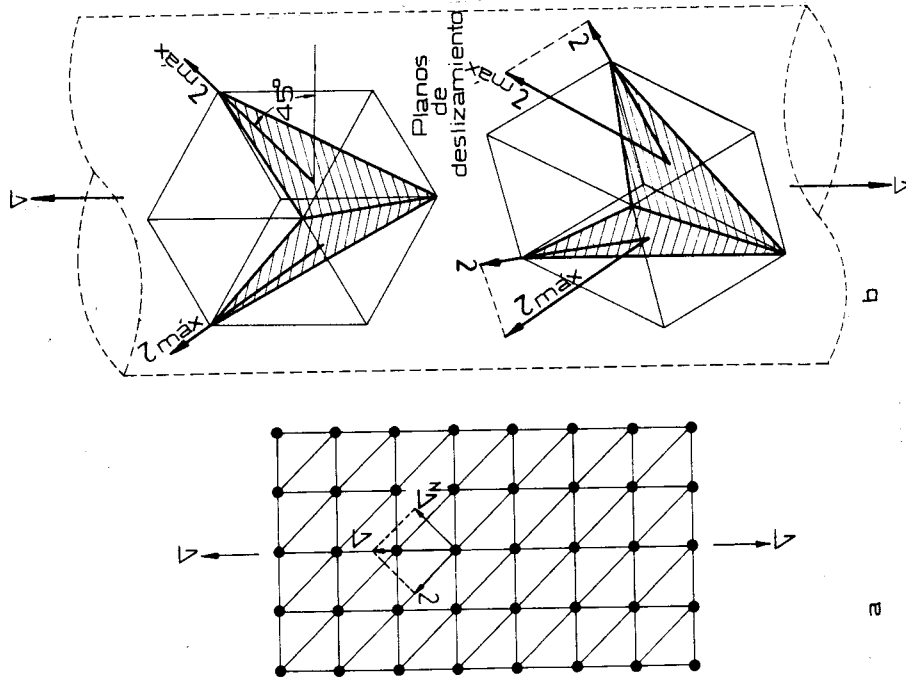


Figura 1.6. Planos de máximas tensiones tangenciales y de deslizamiento.

Hacemos notar que en el titanio y en el berilio, que también presentan redes hexagonales compactas, el esfuerzo tangencial necesario para generar el deslizamiento, aún en el plano basal resulta elevado, por lo que sus propiedades de deformabilidad se asemejan a la de los metales semiductiles o frágiles.

La deformación plástica de los metales comienza para un determinado valor de las tensiones tangenciales, que depende del tipo de esfuerzo y naturaleza del material, valor que se acrecienta continuamente con la deformación hasta alcanzar su límite crítico, denominado *resistencia al deslizamiento*.

Este progresivo aumento de las tensiones tangenciales se justifica en el hecho que es la deformación misma la que provoca un endurecimiento en el material, que permite un aumento de la tensión requerida para continuar con el deslizamiento (*endurecimiento por deformación*).

Para el sistema cristalográfico de la figura 1.6.a, supuestamente coincidente con la tensión de tracción aplicada, se alcanzará en planos a 45° y 135° .

En la figura 1.6.b hemos supuesto a dos cristales en distintas direcciones, representados cada uno por una célula elemental, para facilitar el dibujo, en las que pueden determinarse los sistemas de deslizamiento mencionados anteriormente (sólo se han considerado dos planos para cada célula). En la misma figura se deduce que, según la posición del grano, es posible que el desplazamiento atómico no coincida con la dirección del esfuerzo tangencial máximo, lo que nos dice que: *siempre el desplazamiento se producirá en los planos y direcciones de mínima resistencia que más se aproximan a la dirección del esfuerzo tangencial máximo*.

El análisis de las tensiones que producen deformaciones permanentes en los metales, que se manifiestan por la traslación de bloques de cristal uno sobre otro a lo largo de los planos de deslizamientos, parte de considerar que si bien en una red cristalográfica perfecta se requiere aproximadamente una tensión de deslizamiento de 10^3 kgf/mm^2 , en los policristales se reduce drásticamente, alcanzando un valor promedio de 10 kgf/mm^2 .

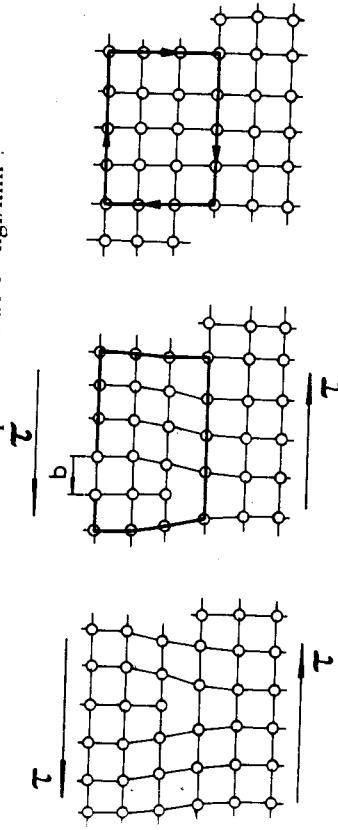


Figura 1.7. Deformación de deslizamiento por movimiento de una dislocación de borde.

Para justificar esta diferencia debe tenerse en cuenta que son los defectos lineales los que al desplazarse en la red cristalina, figura 1.7, generan las deformaciones permanentes bajo tensiones muy inferiores a las teóricas.

Las deformaciones plásticas, resultantes del movimiento de las dislocaciones formadas durante la cristalización del metal, da como resultado la generación de nuevas imperfecciones, lo que aumenta notablemente la capacidad de deformación de los metales, aunque provoca un aumento de la tensión tangencial crítica necesaria para desplazarlas, fenómeno que se conoce con el nombre de *acritud* (Taylor, Orowan, Becker, Smekal, Joffé, etc.). El deslizamiento múltiple, cruzado o simultáneo en varios planos, que resulta común en los metales, favorece el desarrollo del fenómeno.

Por otra parte, si consideramos que los límites de grano se comportan como barreras que tienden a impedir las deformaciones, y al hecho que los cristales que por sus distintas posiciones con respecto a la de la tensión tangencial crítica no se vean afectados en sus sistemas de deslizamiento, verificamos que en el policristal una vez producidas las primeras deformaciones plásticas, existirán granos que mantendrán aun su comportamiento elástico.

En tracción estática las primeras deformaciones se manifiestan según bandas, que comienzan en las zonas próximas a la sujeción del material en las mordazas de la máquina de ensayo.

b) Por maclaje

Otro tipo de deformación aunque menos frecuente que la originada por deslizamiento, es la de *maclaje*, figura 1.8 b, que tiene lugar cuando por la acción de las tensiones aplicadas el cristal cambia simétricamente de orientación según planos y direcciones definidas, de manera que la porción maclada de un cristal es la imagen en relación a un plano de la red original, mientras que la zona deformada presenta la misma orientación que el grano original. Al plano de simetría se lo denomina *plano de maclaje*.

En la figura 1.8 a, puede observarse que la deformación plástica por deslizamiento impone que los átomos se desplacen en números enteros de distancias atómicas, obteniéndose nuevas posiciones de equilibrio, de manera que la orientación de los cristales por encima y debajo de los planos de deslizamiento no se modifica antes y después de la deformación. En cambio en el maclaje tiene lugar una diferencia de orientación a lo largo del *plano de maclaje*, en donde el movimiento relativo de los átomos con respecto a sus vecinos originales es muy pequeño (inferior a una distancia atómica), lo que hace que el proceso de deformación resulte menos importante que el producido por deslizamiento.

En la figura puede observarse que el maclaje tiene lugar sobre planos aislados en los que todos los átomos intervienen en la deformación.

Las maclas se pueden formar durante el crecimiento del cristal o bien más comúnmente por deformación mecánica, tal el caso de las estructuras cúbicas centradas (cc) y hexagonales compactas (hc), generándose en planos

y direcciones definidas para cada metal, en cambio no es común que se desarrollen en redes cúbicas de caras centradas (ccc), aunque en este caso pueden presentarse eventualmente con el tratamiento térmico de recocido.

Los desplazamientos cristalográficos debido a la acción de las maclas se generan en brevísimos tiempos, muy inferiores a los que requieren los deslizamientos; el cambio de orientación puede coincidir con los planos afectados por las tensiones tangenciales críticas de deslizamiento, por lo que la estructura se verá afectada por un doble efecto deformante.

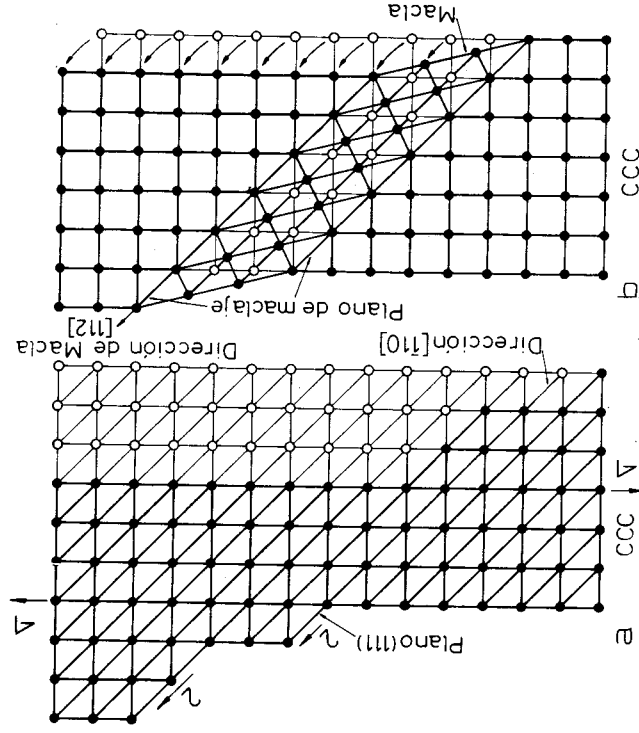


Figura 1.8. Deformación plástica de una red cúbica: a) por deslizamiento, b) por maclaje

La magnitud de la deformación total que puede producir una macla es muy pequeña, máximo aproximado 8 % (en el deslizamiento puede pasar el 50 %), a pesar de ello las maclas son visibles sobre superficies pulidas debido a la variación, en elevación, producida por la deformación, además de la diferencia de orientación a lo largo del plano de maclaje que separa a las zonas deformadas y sin deformar.

En observación microscópica la deformación debido al maclaje se detecta sobre la superficie de los metales en forma de líneas o bandas anchas, que no pueden eliminarse mediante pulidos, a diferencia de las líneas delgadas que

producen los deslizamientos, que sí pueden no hacerse visibles.

1.8. FENÓMENO DE FLUENCIA - BANDAS DE LÜDERS

En la mayoría de los metales la transición entre el comportamiento elástico y el plástico se produce en forma gradual y progresiva. Fenómeno que se traduce en una separación lenta de la función lineal de la relación tensión-deformación (gráfico de ensayo), a partir del límite de elasticidad, produciéndose un aumento apreciable en la energía absorbida por el material durante el proceso de deformación.

Sin embargo en los aceros dúctiles y semidúctiles las deformaciones plásticas aparecen en forma abrupta y localizadas en una zona de la probeta una vez sobrepasado el límite elástico, para luego incrementarse a un nivel de tensión menor que aquél.

En la figura 1.9, este fenómeno recibe el nombre de *período de fluencia o escurrimiento*, pues el material fluye o cede sin que aumente e inclusive disminuya ligeramente la tensión, siendo A y B los puntos inicial y final de fluencia. El límite A corresponde al denominado "*límite elástico aparente*".

En estos metales se produce una concentración del esfuerzo en el límite elástico aparente, que inicia deformaciones en formas de bandas, llamadas *bandas de Lüders*, observables frecuentemente a simple vista.

Simultáneamente con la iniciación de la deformación la carga desciende hasta alcanzar el límite inferior C, al que le corresponde una tensión capaz de producir la propagación de las bandas, bajo un esfuerzo casi constante.

Esta deformación del período de fluencia genera un endurecimiento que hace necesario incrementar la tensión para la deformación adicional del período plástico (Item 1.9), que resulta uniforme en la zona calibrada hasta el comienzo de la estricción.

Es importante tener en cuenta que la zona del material comprendida entre dos bandas de deslizamiento permanecen con deformaciones exclusivamente elásticas durante el período de fluencia, el que finaliza cuando las líneas de Lüders se hayan propagado a todo el largo de la probeta, punto B.

El fenómeno de fluencia es por lo tanto un período de deformaciones no homogéneas y localizadas que se propagan por la acción de la tensión aplicada. Este proceso está íntimamente relacionado con la presencia en la estructura de

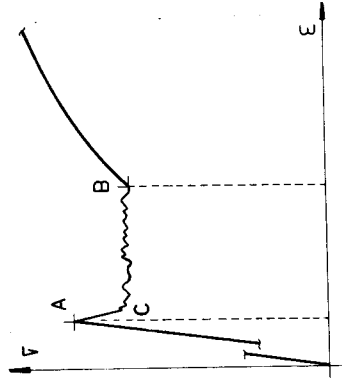


Figura 1.9. Fenómeno de fluencia en acero dúctil a temperatura ambiente.

átomos de impurezas, así por ejemplo pequeños porcentajes de carbono* (aceros dúctiles y semidúctiles) y de nitrógeno* (cinc y cadmio), son suficientes para la generación de la fluencia, pero cantidades mayores de 0,9 % la eliminan.

Otro aspecto de la deformación plástica en fluencia es su íntima dependencia con la temperatura y la velocidad de deformación, es así que los aceros de bajo porcentaje de carbono presentan, a temperatura ambiente, una única fluencia inmediatamente después de excedido el límite elástico aparente, mientras que a altas temperaturas se observan sucesivas fluencias para distintos rangos de tensión dentro del período plástico, dando origen a diagramas de tracción como el indicado en la figura 1.10, efecto que también aparece, no frecuentemente, en algunas aleaciones de aluminio, cobre y plata a temperatura ambiente.

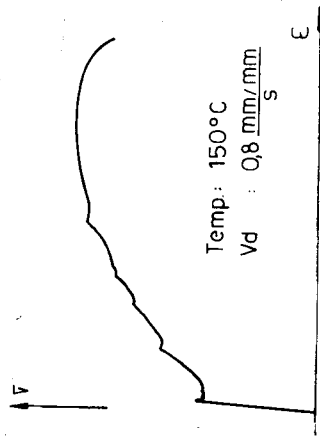


Figura 1.10. Fluencias en aceros a altas temperaturas.

cobre y plata a temperatura ambiente.

Si bien hemos hecho referencias a los deslizamientos de los monocristales, que tienen lugar en los planos de máximas tensiones tangenciales, a 45° con respecto al eje de cargas de tracción, las bandas o líneas de Lüders requieren, para su formación, la acción simultánea de los efectos de deslizamientos de cientos de cristales, generándose en bandas que forman ángulos de aproximadamente 50°.

En un ensayo de tracción estática generalmente las bandas se forman simultáneamente en ambos extremos de la probeta y se propagan con ligeras variaciones de carga, hacia áreas sin deformar. En probetas laminadas en caliente sin maquinarse, el inicio de las bandas se pone de manifiesto por el descascarado del óxido de laminación.

1.9. ACRITUD - EFECTO BAUSCHINGER

Hasta aquí hemos analizado el comportamiento de los metales ante tensiones constantes o continuamente crecientes, si en cambio aplicamos una carga tal que deforme permanentemente al material y luego la eliminamos, al efectuar una recarga su respuesta resultará notablemente distinta.

* El C y el N (átomos de soluto) se difunden preferentemente junto a las dislocaciones, causantes de las deformaciones plásticas, dificultando sus movimientos, haciendo descender la energía de deformación de los cristales hasta alcanzar el límite final de fluencia.

Antes de analizar las consecuencias de un proceso de descargas y cargas simultáneas, es necesario considerar que durante un ensayo de tracción estática de un acero de bajo o mediano contenido de carbono, se registra, a partir del período proporcional o elástico, una zona de fluencia en la que el carbono (átomos de soluto intersticiales en el solvente de hierro), resulta un obstáculo para el movimiento de las dislocaciones.

A su vez la deformación producida en el período de escurrimiento aumenta el número de dislocaciones y la tensión alcanzada al límite final de fluencia es capaz de arrancarla fuera de la atmósfera de los átomos de soluto, en estas condiciones se apilan entre sí generando interacciones que obligan a incrementar las cargas (*endurecimiento por deformación o acritud*), para continuar con el proceso de deformación plástica uniforme hasta la estricción.

Cuando el material no presenta fluencia la acritud se manifiesta a partir del período proporcional o elástico.

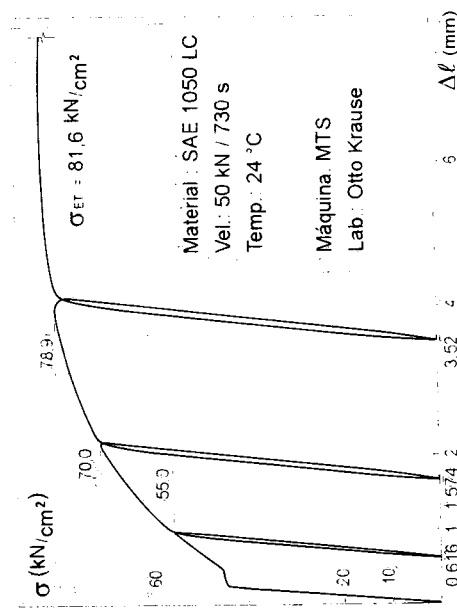


Figura I.11 Diagrama de tracción con descargas y recargas inmediatas de un acero SAE 1050, laminado en caliente

Si desde una tensión del período plástico se procede a la descarga, figura I.11a, se verifica una recuperación elástica, que prácticamente se mantendrá hasta la carga máxima y una deformación plástica o residual permanente.

Efectuando la recarga inmediatamente o en horas de haberse eliminado la tensión, se puede comprobar que las dislocaciones ya apiladas hace que el nuevo diagrama no sólo no presenta zona de fluencia, sino que además un incremento al límite elástico como resultado del endurecimiento por deformación, no obstante la carga de rotura que correspondería a un ensayo con cargas continuas no se modifica, aunque se pone de manifiesto una reducción de la ductilidad del material.

Se observa que el desarrollo del diagrama que corresponde a las descargas

y recargas no coinciden exactamente, hecho que amplificado en la figura I.11b, permite comprobar que se desarrollan *ciclos de histéresis mecánica*, en los que las áreas de los bucles representan la energía disipada en el proceso.

Se comprueba así mismo que en la recarga el diagrama se curva al aproximarse a la carga a la cual se suspendió el ensayo (punto A), presentando para igual valor una deformación plástica adicional β , que pone de manifiesto el ablandamiento del material, para luego continuar con el desarrollo del diagrama que se hubiera obtenido con cargas ininterumpidas aplicadas en forma lenta y progresiva.

El ablandamiento es tan solo un fenómeno transitorio rápidamente compensado por la acritud o endurecimiento que genera la deformación.

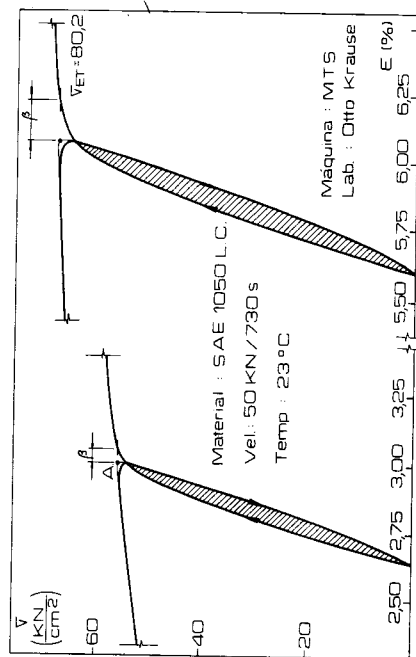


Figura I.11b Ciclos de cargas y descargas de tracción de un acero SAE 1050, laminado en caliente

Tanto el área del ciclo de histéresis como la curvatura de la función de descarga aumentan con la deformación, tendiendo a desaparecer para deformaciones plásticas muy pequeñas. Por el contrario si la descarga se realiza dentro del período de elasticidad, las funciones de carga y descarga son lineales y coincidentes y no se produce ninguna alteración en las características del material.

Del efecto descrito se deduce que el límite de elasticidad de un metal no tiene una posición fija sino que su valor depende de las deformaciones experimentadas con anterioridad.

Las variaciones en el comportamiento plástico de los metales al ser predeformados plásticamente fueron observadas por J. Bauschinger (1886), quien demostró que si se considera a un metal con aproximadamente igual límite elástico a la tracción que a la compresión, y se lo somete en primer lugar a una deformación plástica en un sentido, de tracción por ejemplo, y se lo descarga para recargar inmediatamente en la dirección opuesta al deslizamiento inicial (esfuerzos alternados), el flujo plástico, en este caso a la compresión, comenzará para una tensión menor que la que presentaba originalmente el material a partir de su límite elástico.

Se verifica que mientras en tracción se incrementa el límite elástico, a causa del endurecimiento que produce la deformación plástica, el límite elástico por compresión disminuye, fenómeno que se conoce como *efecto Bauschinger*, el que resulta reversible, ya que si en principio la probeta hubiera sido deformada plásticamente en compresión, su límite elástico se incrementará, disminuyendo para el posterior ciclo de tracción.

Al cambiar el sentido del esfuerzo las dislocaciones se superponen y se eliminan entre sí provocando un ablandamiento del material.

Estos efectos son comunes a todo proceso de descarga y recarga dentro del período plástico del metal. Sin embargo el mayor o menor ablandamiento no sólo depende, como es de esperar, de la temperatura y del porcentaje de la predeformación, sino también del sentido de la sollicitación posterior a la descarga con respecto a la que originó la deformación previa. La pérdida de elasticidad resulta de máxima importancia cuando el ciclo se cumple entre esfuerzos de distinto signo (tracción-compresión) y de menor magnitud para variaciones dentro del mismo signo (tracción-tracción).

El efecto Bauschinger adquiere su mayor trascendencia en ensayos de fatiga y permite justificar la rotura bajo cargas repetidas para valores inferiores a los obtenidos en ensayos estáticos, debido a que el límite elástico natural o verdadero del metal se obtiene cuando es sometido a ciclos de tensiones a frecuencias elevadas.

El ciclo de histéresis que tiene lugar en el período plástico, al pasar de las elevadas.

1.10 ENDURECIMIENTO MECÁNICO – ENVEJECIMIENTO

Los procesos de laminado, trefilado, estrado, punzonado, etc. a que son sometidos los metales en su industrialización, hacen que experimenten un endurecimiento llamado de deformación o mecánico, que provoca una disminución de su tenacidad y un aumento de la tensión al límite de elasticidad y de la resistencia

Es decir que si un metal es deformado plásticamente a temperatura ambiente, o en el intervalo de temperaturas en el cual no se anula el efecto de la deformación sobre la estructura, se produce un endurecimiento con la única condición que quede en reposo durante el tiempo necesario para lograr la estabilización de la estructura, figura 1.12.a.

Este comportamiento es común en la mayoría de los metales a excepción del plomo, cinc y estaño que presentan la particularidad de no endurecerse por deformación.

El endurecimiento por deformación o trabajo en frío resulta un proceso industrial de gran importancia técnica en aquellas aleaciones que no aceptan tratamientos térmicos, al permitir reemplazar a metales con determinadas propiedades de deformación.

resistencias por otros de menor calidad, pero mejorados por deformación.

El aumento de la resistencia es debido a la distorsión y fragmentación de la red cristalina, al almacenamiento de energía y a procesos de difusión de algunos elementos de aleación hacia las imperfecciones de la red durante el tiempo de reposo.

Teniendo en cuenta que la distorsión de la red y el valor de la energía almacenada dependen del proceso y del grado de deformación, la variación de las propiedades mecánicas será tanto mayor cuanto mayor sea la deformación inicial.

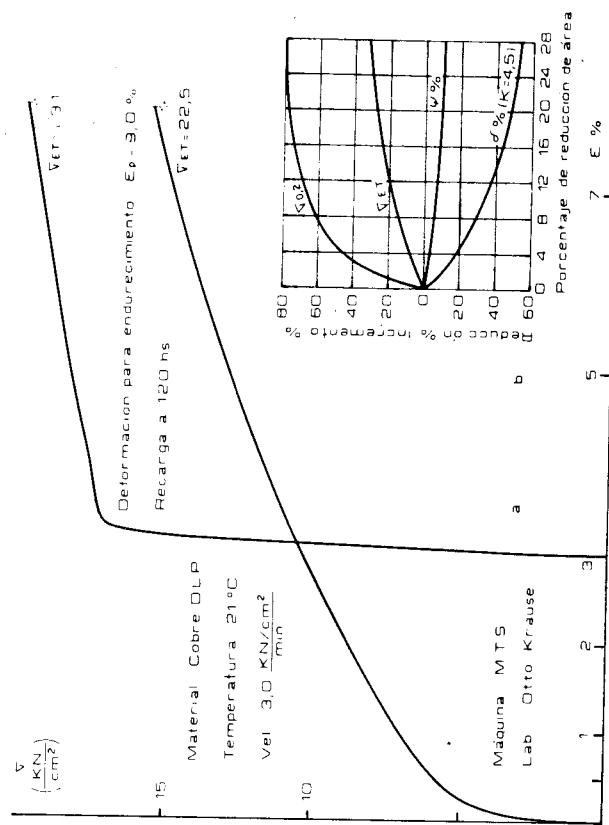


Figura I.12. Variaciones de las propiedades mecánicas del cobre y del acero con el Endurecimiento Mecánico. (Laboratorio Otto Krause)

En la figura se observa el efecto de la laminación en frío de aceros de bajo contenido de carbono, para distintos grados de deformación previa, considerando porcentajes de reducción de áreas con iguales periodos de reposo, donde es claro el aumento de los parámetros de resistencia a expensas de la disminución de la ductilidad. Generalmente el incremento del límite elástico es más importante que el de la resistencia, variando la diferencia con el tipo de aleación.

En los aceros que presentan fluencia hemos verificado que si la recarga es inmediata a la descarga se eleva el límite elástico y desaparece la fluencia, sin variar las características de la curva del período plástico, en cambio si el material deformado en frío se lo mantiene a temperaturas relativamente bajas durante días o meses (*envejecimiento*), reaparece el límite elástico aparente, que indica el inicio de un pequeño período de fluencia, con valores de las

tensiones considerablemente superiores con respecto al caso de recargas inmediatas, por lo que el material se fortalece y endurece.

El límite elástico, que reaparece incrementado por envejecimiento, está asociado con la formación de atmósferas de átomos de soluto (carbono y nitrógeno) alrededor de las dislocaciones activas que generaron la deformación plástica antes que la probeta fuera reensayada, átomos que requieren un cierto tiempo para acumularse entre las dislocaciones que quedan así sujetas en sus desarrollos, restringiendo la deformación.

A mayor temperatura más rápida será la velocidad de reaparición del límite elástico aparente, que en el caso de los aceros permite reducir a horas la acción del envejecimiento hasta los 120° C, aunque no se registra para temperaturas superiores a los 350° C.

El fenómeno de envejecimiento en los aceros, puede eventualmente generarse en otros metales con iguales o distintas estructuras cristalográficas.

Por otra parte átomos extraños a la estructura del metal también puede servir de impedimento al movimiento de las dislocaciones, generando un *endurecimiento por solución de aleaciones*.

El trabajo en caliente no sólo no genera endurecimiento por deformación, sino que además mantiene la ductilidad y tenacidad del material.

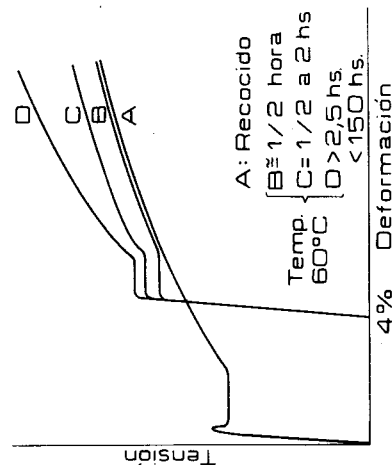


Figura I.13. Envejecimiento por deformación de acero a 60° C

En la figura I.13, se observa el efecto del envejecimiento por deformación de un acero con 0,004 % de nitrógeno (D. V. Wilson - B. Russell - 1960), la curva A corresponde al material original en estado de recocido y las B, C y D a las de los endurecidos con distintos tiempos de reposo, todos a 60° C.

Si en tracción el endurecimiento por envejecimiento se realiza manteniendo la carga constante, sin descarga, durante un cierto tiempo en el punto de la zona plástica que corresponde a la primera deformación, el límite

aparente se eleva en un 10 a 20 % reapareciendo, además en menos tiempo que en el caso anterior.

En procesos de trefilado o laminado en frío como los necesarios para la obtención de alambres de acero, se requieren deformaciones plásticas muy importantes, produciéndose una reorientación preferente de los granos en dirección de la deformación, llamada *textura*, y como consecuencia desaparece totalmente el período de fluencia. Si bien el material se fragiliza notablemente se logra un aumento de gran importancia en su resistencia, la que puede alcanzar valores de hasta 350 kgf/mm².

Similares resultados aunque con incrementos menores de resistencia se logran por torsionado en frío de barras conformadas, muy utilizadas en la elaboración del hormigón armado. En estos casos puede observarse que los diagramas de las barras endurecidas no presentan período de fluencia.

I.11. FRACTURAS

Se entiende por fractura a la fragmentación en dos o más partes de un metal, posterior al proceso de deformación plástica, como resultado de la pérdida de cohesión en su estructura cristalográfica, una vez alcanzados valores de tensión característicos para cada material.

Según el mecanismo por los que se produce pueden subdividirse en fracturas dúctiles y frágiles, teniendo en común dos procesos básicos: el de iniciación y el de propagación por grietas internas que concluyen en la rotura.

Es importante tener en cuenta que los términos dúctil y frágil se refieren a la mayor o menor deformación en la zona de rotura como resultado del proceso de propagación y no a la característica de ductilidad o fragilidad del material. Es así que los metales con apreciables deformaciones plásticas pueden romper en forma frágil, como el caso de algunos aceros aleados brutos de laminación.

En general las roturas frágiles presentan un aspecto granular, brillante y son producidas por arrancamiento, mientras que las dúctiles son fibrosas, mate generándose por la acción del deslizamiento.

Desde el punto de vista de la estructura las fracturas pueden clasificarse en transgranulares, cuando se produce a través de los granos cristalinos, y en intergranulares cuando lo hacen por los límites de grano.

I.11.1 FRACTURA DÚCTIL

Este tipo de rotura se desarrolla con importantes deformaciones plásticas y un gran consumo de energía por deslizamientos sucesivos producidos por las máximas tensiones tangenciales. Si bien adopta configuraciones particulares según el estado de tensión, surge como resultado de tres etapas sucesivas: iniciación, propagación y rotura.

Durante la primera etapa y como consecuencia de las deformaciones plásticas excesivas, se forman cavidades o grietas que se propagan y amplían.

Estas fisuras pueden formarse en inclusiones relativamente indeformables con respecto al metal base, las que, al no poder deformarse en forma conjunta con éste, generan grietas en las superficies de contacto.

Grietas originadas en inclusiones fueron observadas en ensayos de tracción de acero y cobre, sin embargo la presencia de ellas en metales puros hace suponer la existencia de otro mecanismo de nucleación.

Los mecanismos de deformación permiten justificar lo observado experimentalmente, teniendo en cuenta que para estados de alta plasticidad las grietas pueden surgir de la acumulación de dislocaciones que se mueven en los mismos planos de deslizamiento o por la acción de deslizamientos cruzados, figura I.14.

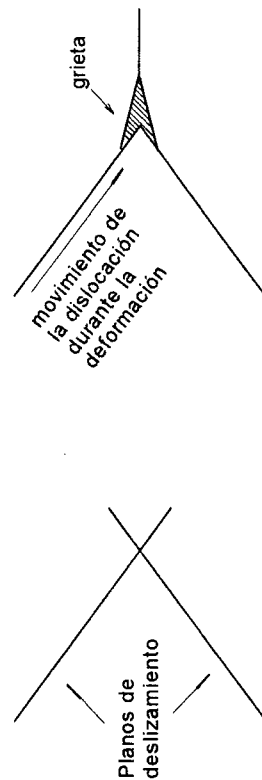


Figura I.14. Generación de grietas por deslizamientos múltiples o cruzados.

El hecho que las grietas se formen más fácilmente en inclusiones que por suma de dislocaciones, permite entender el porqué los metales puros presentan mayor tendencia a romper por deslizamiento excesivo.

La generación de las grietas no justifica por sí la rotura pero permite el inicio de la etapa de propagación.

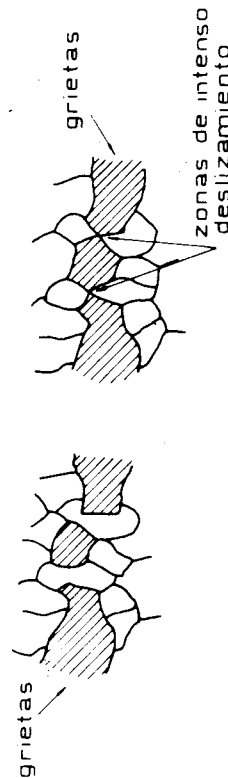


Figura I.15. Mecanismo de ampliación de grietas dúctiles por deformación intensa de zonas adyacentes.

La propagación de las grietas de rotura dúctil se produce por deslizamiento del metal existente entre ellas, el que afectado de sucesivas deformaciones se

reduce prácticamente a un punto y luego rompe por arrancamiento, permitiendo que las fisuras se unan entre sí para formar cavidades de mayores dimensiones, en planos normales a las tensiones principales, figura I.15.

Por último con la sección ya debilitada la rotura concluye por deslizamiento por acción de fuertes tensiones tangenciales que se originan en el fondo de las fisuras producidas, que actúan como concentradores de tensiones.

La importancia de cada una de las etapas descriptas depende de la ductilidad del metal, llegando a romper en algunos casos exclusivamente por los deslizamientos acumulados sin propagación de grietas.



Figura I.16. Etapa de propagación de una rotura dúctil por tracción (K.E. Puttick).

Si bien el mecanismo propuesto justifica las roturas dúctiles por tracción, figura I.16, (cobre de alta pureza), no lo es tanto en otros estados de tensión, aunque el mecanismo de fractura sea probablemente el mismo.

I.11.2 FRACTURA FRÁGIL

La diferencia fundamental entre este tipo de rotura y la dúctil, es que la fractura frágil no requiere de la deformación plástica para su propagación; no invalida lo dicho el hecho de que observaciones microscópicas cuidadosas hayan demostrado que la misma va acompañada de deformaciones plásticas, que aunque muy pequeñas, deberán tenerse en cuenta en el análisis teórico de las roturas.

En las fracturas dúctiles y frágiles el mecanismo de iniciación es el mismo, mientras que el de propagación difiere notablemente. Las grietas frágiles se propagan por desgarramiento del material en el fondo de las fisuras, ampliándose a través de los granos cristalinos por unión con otras de menores

dimensiones, pasando los límites de granos a partir de grietas originadas en cristales vecinos, a formar escalones en los puntos de unión, como puede verse en la figura I.17 (J.R. Low - 1954).



Figura I.17. Grieta frágil propagada a través del grano cristalino.

Si bien la mayoría de las roturas frágiles son transgranulares, en condiciones particulares de fragilización del límite de grano, pueden ser intergranulares.

Otro aspecto importante es que la velocidad de propagación aumenta con el tamaño de la grieta hasta un valor límite, usualmente del orden de la tercera parte de la velocidad de propagación del sonido en el metal, la que una vez alcanzada continúa hasta la rotura total en los planos de máximas tensiones normales, por ser éstas las responsables del desgarramiento.

La tendencia de un metal a generar y propagar grietas frágiles aumenta con la disminución de la temperatura o con el aumento de la velocidad de aplicación del esfuerzo y depende directamente del tamaño del grano.

Es importante tener en cuenta que en el desarrollo precedente no se han descripto las roturas producidas por fatiga o fluencia lenta (creep), que toman características particulares.

TRACCIÓN

2.1. TRACCIÓN ESTÁTICA

Un cuerpo se encuentra sometido a un esfuerzo de *tracción simple* cuando sobre sus secciones transversales se le aplican cargas normales uniformemente repartidas y de modo de tender a producir su alargamiento, figura 2.1.

Por las condiciones de ensayo, el de tracción estática es el que mejor determina las propiedades mecánicas de los metales, o sea aquellas que definen sus características de resistencia y deformabilidad. Permite obtener, bajo un estado simple de tensión, el límite de elasticidad o el que lo reemplaza prácticamente, la carga máxima y la consiguiente resistencia estática, en base a cuyos valores se fijan los de las tensiones admisibles o de proyecto (σ_{adm}), y mediante el empleo de fórmulas empíricas conocer, aunque sólo aproximadamente, el comportamiento del material bajo otros tipos de cargas, esfuerzos o ensayos (fatiga, dureza, etc.).

$$\sigma_{et} = \frac{P}{S_0}; \quad \sigma_{ET} = \frac{P_{m\acute{a}x}}{S_0}$$

σ_{et} = tensión convencional en cualquier instante del ensayo.

σ_{ET} = resistencia estática convencional de tracción.

$$\sigma_{adm.} = \frac{\sigma_{ET}}{\text{coef. de seguridad (N)}} \quad (\text{metal frágil})$$

$$\sigma_{adm.} = \frac{\sigma_p}{\text{coef. de seguridad (N}_1\text{)}} \quad (\text{metal dúctil})$$

σ_p = tensión al límite proporcional.

Ya sabemos, por otra parte, que la mayor o menor aptitud del metal a ser deformado, queda indicada por el alargamiento unitario convencional o

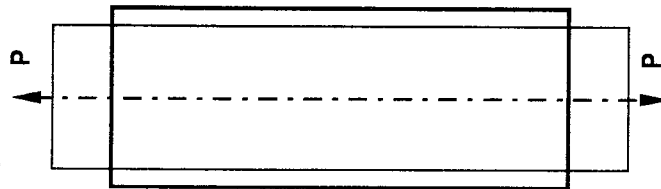


Figura 2.1. Tracción simple.

27274/22

específico, el que puede complementarse con el cálculo de la estrcción

$$\epsilon = \frac{\Delta \ell}{\ell_0} = \frac{\ell - \ell_0}{\ell_0}; \quad \psi = \frac{S_0 - S}{S_0}$$

Cuando la probeta se encuentra bajo un esfuerzo estático de tracción simple, se alarga en mayor o menor grado según su naturaleza a medida que crece la carga, pudiéndose estudiar gráficamente la relación de ésta con las deformaciones que produce. Estos gráficos o diagramas que pueden obtenerse directamente de la máquina de ensayo, permiten deducir las propiedades mecánicas de los metales, por lo que el conocimiento de sus puntos y zonas características reviste gran importancia.

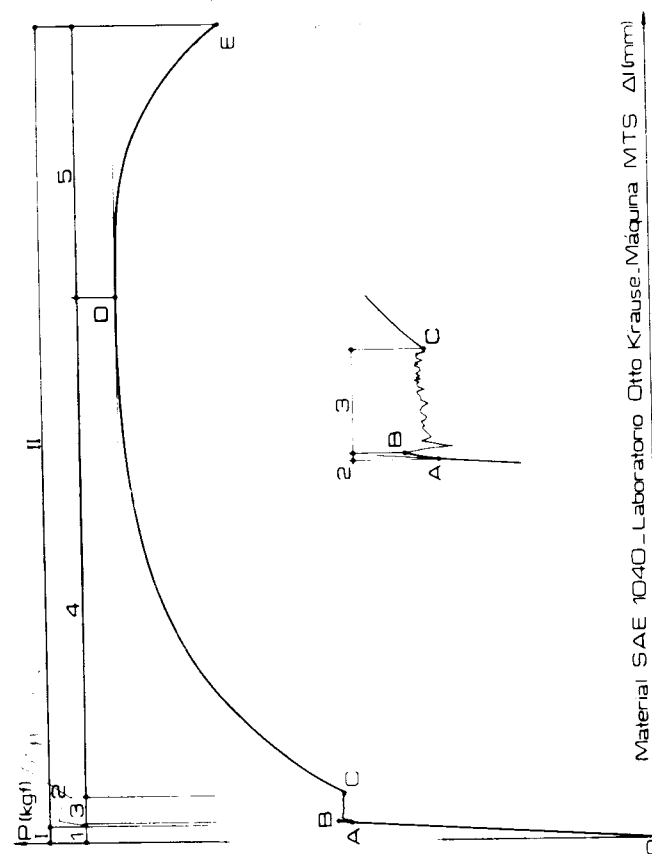


Figura 2.2. Gráfico de ensayo de tracción de un acero dúctil, laminado en caliente.

- A = Límite de proporcionalidad (recta de Hooke).
- B = Límite inicial de fluencia o elástico aparente.
- C = Límite final de fluencia.
- D = Carga máxima.
- E = Rotura de la probeta.

- I) PERIODO PROPORCIONAL
- II) PERIODO PLASTICO
- 1 Zona elástica.
- 2 Zona de alargamientos pseudoelásticos
- 3 Zona de fluencia o escurrimiento.
- 4 Zona de alargamiento homogéneo en toda la probeta.
- 5 Zona de estricción.

El caso más típico nos lo presenta el gráfico de un acero dúctil laminado en caliente indicado en la figura 2.2, en coordenadas P - Δℓ expresadas en kgf (kN) y mm.

Se observa en el diagrama que el comienzo, desde el punto O hasta el A, está representado por una recta que nos pone de manifiesto la proporcionalidad entre los alargamientos y las cargas que los producen (R. Hooke). Dentro de este periodo los aceros, al igual que las aleaciones de cobre, aluminio y níquel, presentan la particularidad de que la barra retoma su longitud inicial al cesar la aplicación de la carga, por lo que recibe indistintamente el nombre de *periodo proporcional o elástico*.

Pasado el límite proporcional se presenta un pequeño tramo ligeramente curvo AB, prácticamente coincidente con el punto A, que hace muy dificultoso determinar con exactitud el límite elástico en diagramas obtenidos directamente en el módulo de registro de la máquina de ensayo, diferencia que depende de la sensibilidad del equipo utilizado, la variable controlada adoptada y la escala de deformaciones.

Por otra parte si consideramos que en la casi imperceptible deformación plástica que tiene lugar entre los puntos AB está incluida la elástica diferida en el tiempo (anelasticidad), se justifica que se tome directamente al punto B como referente de la propiedad elástica del material, al que se lo denomina *límite elástico aparente* que coincide con el superior de fluencia y que resulta geoméricamente de fácil determinación.

El punto B marca el inicio de oscilaciones o pequeños avances y retrocesos de la carga con relativa importante deformación permanente del material. Este periodo de escurrimiento surge como consecuencia del fenómeno de fluencia que, en este caso y a temperatura ambiente, se produce sin aumento de carga, resultando una significativa característica de los aceros dúctiles.

Las oscilaciones en este periodo denotan que la fluencia no se produce simultáneamente en todo el material, por lo que las cargas se incrementan en forma alternada, fenómeno que se repite hasta que el escurrimiento es total y que nos permite distinguir los *límites superiores e inferiores de fluencia*.

El límite elástico aparente puede alcanzar valores de hasta el 10 % mayores que el límite final de fluencia.

La fluencia se produce, como vimos, en aceros de bajo y mediano contenido de carbono el que se difunde hacia las dislocaciones, causantes de las

deformaciones, provocando un descenso en la energía de deformación del material, facilitando así el corrimiento de los cristales para menores valores de las cargas hasta alcanzar el punto C.

A su vez las dislocaciones aumentan con el alargamiento y sus interacciones producen el denominado "endurecimiento mecánico por deformación", que hace que a partir del límite final de fluencia se incrementan las tensiones necesarias para continuar con la deformación (acritud).

Hacemos notar que el endurecimiento tiene lugar en casi todos los metales de uso en ingeniería.

Exceptuando al que hemos considerado como límite de fluencia (superior inicial), este período carece en sí de importancia para determinar las propiedades mecánicas de los aceros, por lo que a sólo título de estudio se considera al límite final como el que mejor representa la característica del período, debido a que el inicial se ve ligeramente aumentado por efectos de inercia.

Más allá del punto final de fluencia C, las cargas se incrementan y los alargamientos se hacen más notables, o sea que se entra en el período de las grandes deformaciones, las que son uniformes en toda la probeta hasta llegar a D, por disminuir en igual valor en toda la longitud del material la dimensión lineal transversal o diámetro.

El final del período de alargamiento homogéneo queda determinado por la carga máxima, a partir de la cual la deformación se localiza en una determinada zona de la probeta, provocando un estrechamiento de las secciones que la llevan a la rotura, el período DE se lo denomina de *estricción*.

En el período de estricción, la acritud si bien subsiste, no puede compensar la rápida disminución de algunas secciones transversales, produciéndose un descenso de la carga hasta la fractura.

En la fluencia y en metales rectificados, pueden observarse líneas que resultan las *líneas de deslizamiento*, formadas por la intersección de los planos de resbalamientos de cristales adyacentes, que en su movimiento gradual y relativo interceptan la superficie de la probeta y que al agruparse constituyen las denominadas *bandas de deslizamientos* o de *Lüders*, que aparecen en planos ligeramente superiores a los 45° .

En este período el acero dúctil puede experimentar un incremento de deformación de hasta 0,025 cm/cm (0,5 cm para probetas normales de 20 cm de largo calibrado), sin aumento aparente de la carga, lo que hace que en las probetas industriales (sin pulir), el mismo se manifieste cuando se "descascarán" o comienzan a desprenderse pequeñas láminas de su superficie exterior, debido a que conservan su capa de óxido de laminación.

2.2. DEFORMACIONES ELÁSTICAS Y PLÁSTICAS

Hemos dicho que los metales y sus aleaciones son materiales cristalinos en los que el acomodamiento atómico se realiza según determinadas orientaciones

que resultan uniformes y periódicas (célula elemental-cristal). La red cristalina presupone la existencia de un equilibrio entre las fuerzas de atracción y repulsión entre sus átomos, de manera que la aplicación de una carga provocará un esfuerzo como resultado del desequilibrio entre las fuerzas interatómicas.

La alteración en la agrupación atómica se manifiesta como una inestabilidad o distorsión de la red, que tiende a desaparecer al cesar la causa que la origina. Si los átomos recuperan su posición inicial de equilibrio, o sea que vuelven a sus enlaces atómicos con los mismos átomos que lo circundaban, el material recuperará sus formas y dimensiones primitivas, por lo que la deformación habrá resultado elástica; el límite de carga hasta el cual es posible considerar que la deformación resulta elástica depende de la estructura del metal o aleación, de su tratamiento, del tipo de carga y de la temperatura.

La deformación recuperable puede considerarse como constituida por dos componentes: la *elástica* que desaparece simultáneamente con la carga y otra diferida en el tiempo, asintótica con ésta, llamada *deformación anelástica* o *elástica diferida*, generalmente despreciable en los metales a temperatura ambiente.

Hacemos notar que con ínfimas variaciones las deformaciones recuperables, elásticas y anelásticas, se conservan en el material aún al sobrepasar su límite de elasticidad.

Incrementando la carga más allá del límite elástico la distorsión se hace más evidente, por la acción de las dislocaciones, aumentando el desplazamiento entre átomos, los que pueden recomponer sus enlaces con otros que no resultan sus vecinos originales, dando lugar a una nueva condición de equilibrio interno con alteración permanente de la red (*deformación plástica*).

Los aceros y las aleaciones de cobre, aluminio y níquel son los únicos que poseen un límite elástico natural para valores de las tensiones comprendidos dentro de sus usos prácticos, pues los otros metales industriales presentan muy poca elasticidad y sus deformaciones plásticas se consiguen para relativamente pequeños valores de las tensiones. En estos casos, sin embargo, a excepción del cinc, plomo y estaño, se puede lograr una determinada elasticidad si previamente se los somete a una deformación permanente, la que ocasiona un aumento en sus resistencias, de manera que ninguna otra deformación plástica se producirá por debajo de la carga aplicada (Endurecimiento Mecánico).

El límite de elasticidad obtenido en estas condiciones no resulta tan estable como en los aceros, pues sucesivas cargas y descargas pondrían de manifiesto pequeñas deformaciones plásticas.

2.2.1 MEDIDA DE LAS DEFORMACIONES

La determinación del límite de elasticidad en los aceros se puede realizar utilizando medidores de alargamientos o extensómetros, verificando al cargar

y descargar lentamente la máquina, si la deformación elástica producida es total o parcial, operación fatigosa que implica ensayar series de probetas hasta encontrar el límite para el que aparecen deformaciones permanentes.

Es por este motivo y el hecho de que en diagramas obtenidos directamente de las máquinas de ensayo el límite elástico es de engorrosa determinación, se considera como tal al límite elástico aparente.

Sin embargo, empleando extensómetros de gran sensibilidad (clase A), puede comprobarse que el límite elástico no siempre resulta exactamente coincidente con el de proporcionalidad obtenido del gráfico de ensayo, tomando en algunos casos valores ligeramente distintos, generalmente superiores.

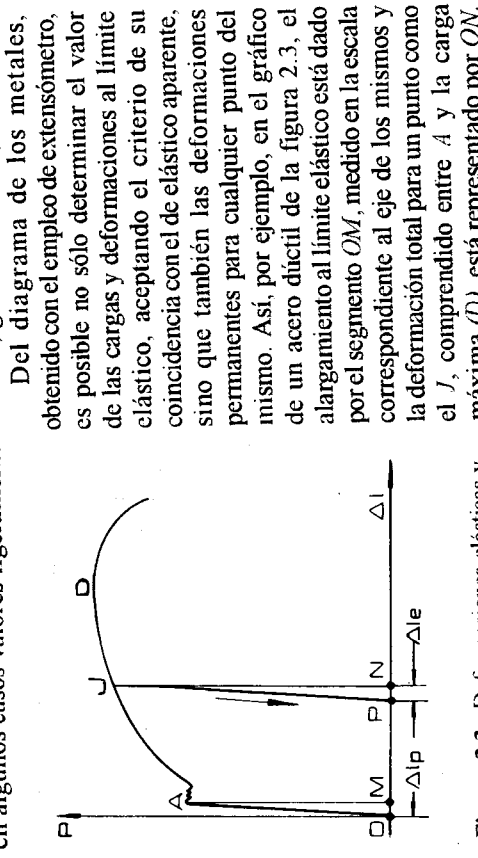


Figura 2.3. Deformaciones elásticas y plásticas.

tener en cuenta que la misma incluye la elástica del material, dado que conserva su propiedad de recuperación aún en su período plástico, lo que se pone de manifiesto si se suprime lentamente la carga al llegar al punto J, pues el diagrama se cierra por la línea JP ($PN \approx OM$).

Como se observa en la figura 2.3 la línea de descarga se presenta ligeramente curva cuando, como en este caso, se suspende la carga bajo importante deformación plástica, en cambio para muy pequeños alargamientos permanentes la descarga se produce según una recta, cuya pendiente resulta prácticamente igual a la del período proporcional del gráfico de ensayo.

Si el gráfico se obtiene a temperatura ambiente, tenemos:

Deformación total = Deformación permanente + Deformación elástica

$$\Delta l_t = \Delta l_p + \Delta l_e$$

$$\Delta l_p = \Delta l_t - \Delta l_e$$

Es conveniente aclarar, que en los diagramas obtenidos directamente de la máquina de ensayos sin el auxilio de extensómetros o registradores electrónicos, la deformación elástica determinada en forma similar al caso indicado en la figura 2.3 no es real, dado que en este valor está incluida la deformación y resbalamiento que puede experimentar el material al ser tomado por el sistema de sujeción de la máquina.

En aceros comunes la deformación elástica toma un valor promedio de 0,001 cm/cm (0,0008 a 0,0012, lo que hace un total de 0,02 cm para probetas de una longitud calibrada de 20 cm y de 0,005 cm para las ASTM estándar ($\ell_0 = 5,08$ cm).

2.3. LÍMITES CONVENCIONALES

Hemos dicho que el cálculo de la tensión al límite de elasticidad de un material que presenta período de fluencia, a partir de un diagrama obtenido directamente de la máquina de ensayo, se realiza fijando la carga al límite inicial de fluencia, pero advertimos la necesidad del empleo de extensómetros para el registro de las deformaciones, en cuyo caso puede aceptarse para el uso práctico del material, como la que mejor define su capacidad de absorber cargas estáticas en su período elástico.

El límite elástico aparente resulta de más exacta determinación en ensayos con velocidad de deformación constante (variable controlada), al fijar en el diagrama un punto geométrico bien definido.

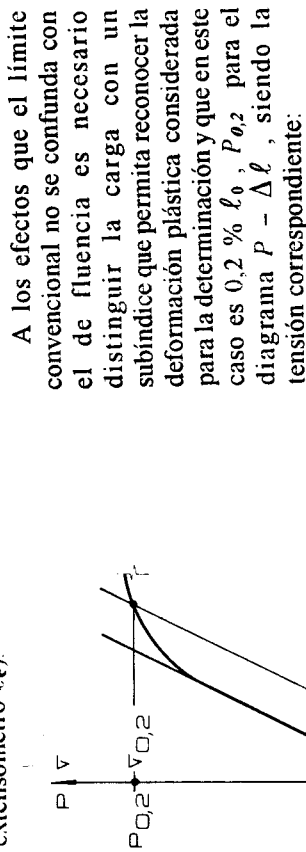
En aceros resistentes, tratados térmicamente o endurecidos por deformación y en aleaciones no ferrosas, cuyos diagramas de ensayo no registra el período de fluencia, la posible dificultad que puede presentarse para fijar exactamente el punto de terminación de la recta de Hooke y el comienzo de la curva de inicio de las deformaciones plásticas, hace que las normas adopten, a los efectos comparativos, los puntos que serán considerados como "límites convencionales".

Para ello se ha tenido en cuenta de acuerdo a lo visto en el ítem 2.2.1, figura 2.3, que la deformación plástica que genera en el material una determinada carga, superior a la que corresponde al límite elástico, puede obtenerse trazando una paralela a la recta inicial del diagrama.

Mediante el procedimiento inverso se puede fijar la carga, y la tensión correspondiente capaz de producir una deformación permanente preestablecida.

Si las deformaciones plásticas estipuladas son amplificadas utilizando extensómetros de gran precisión (clase A y B según ASTM), es posible determinar la carga cuyo valor resulta muy próximo a la que corresponde al límite elástico. Es así que se define como *límite de extensión*, *límite convencional*

de fluencia o más comunmente como límite 0,2, al que corresponde a la carga capaz de producir un alargamiento permanente del 0,2 % ℓ_0 , y su valor se obtiene tomando a partir del origen de coordenadas el 0,2 % de la longitud inicial y levantando una paralela al período proporcional hasta cortar a la curva de ensayo, figura 2.4, (ℓ_0 corresponderá a la longitud útil del extensómetro ℓ_e).



$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{S_0}$$

Teniendo en cuenta que los diagramas de ensayos también pueden indicarse en función de las tensiones y deformaciones unitarias ($\sigma - \epsilon$), en aquellos materiales que no presentan fluencia, el límite 0,2 se fija considerando la carga que produce un alargamiento unitario permanente del 0,2 %

$$\epsilon_{0,2} = \frac{\Delta \ell_{0,2}}{\ell_0} = \frac{0,2 \% \ell_0}{\ell_0} = 0,2 \% \frac{\text{mm}}{\text{mm}} = 0,002$$

Para metales que no presentan recta proporcional pero si gran deformación, el límite convencional se toma trazando una vertical para el 0,5 % ℓ_0 (0,5 % ϵ) hasta cortar la curva de ensayo.

Las normas DIN 50143 y 50145 sugieren que la carga equivalente a la del límite elástico puede obtenerse utilizando el límite convencional 0,01 % ℓ_0 (0,01 % ϵ).

Aclaramos que los límites convencionales no representan una característica física del metal por lo que bajo ningún concepto pueden compararse con los límites de fluencia. La comparación sólo puede realizarse determinando los límites convencionales aún en los materiales que presentan fluencia.

2.4. DIAGRAMAS CONVENCIONALES Y REALES

Los diagramas de ensayos referidos a las cargas (P) y a los alargamientos ($\Delta \ell$) son de uso casi exclusivo del Laboratorio de Ensayos, siendo empleados en Resistencia de Materiales y en Proyecto los trazados en función de las tensiones (σ) y de las deformaciones unitarias (ϵ), que resultan más prácticos por referir los valores de cargas y alargamientos a la unidad de sección transversal y longitud inicial respectivamente.

El cambio de designación de los ejes coordenadas no implica modificaciones de las formas de los diagramas, debido a que para pasar de carga a tensión, habrá que dividir aquella por una constante dada por la sección inicial ($\sigma = P/S_0$) y para obtener las deformaciones unitarias, los alargamientos tendrán que relacionarse a una longitud inicial de ensayo, también supuestamente constante ($\epsilon = \Delta \ell / \ell_0$), bastará entonces un simple cambio de escalas al modificar la denominación de los ejes.

Obsérvese que hemos referido a las tensiones y deformaciones unitarias a valores de sección y longitud constantes, lo que hace que el diagrama resulte *convencional*; como estas dimensiones no se mantienen durante el ensayo, considerando su variación o verdadero valor para cada instante obtendremos el *diagrama de tensiones y deformaciones unitarias reales*, que como veremos difiere fundamentalmente del convencional.

2.4.1 DIAGRAMA REAL DE TENSIONES

El diagrama convencional induce a creer que la probeta rompe para un valor de la tensión que no es la máxima, lo que contradice a todo concepto lógico, pero hemos aclarado que las tensiones en él representadas se calculan en base a su sección inicial y no a las instantáneas, o sea que no se tiene en cuenta la disminución de la sección al producirse el alargamiento del material.

Para obtener el diagrama de tensiones reales hasta la carga máxima, conociendo el convencional, se puede recurrir a varios métodos gráficos de mayor o menor exactitud, por lo que para su determinación emplearemos un procedimiento gráfico-analítico, que se basa en el hecho comprobado experimentalmente de que la deformación plástica hasta la carga máxima se produce a volumen constante, por lo que tenemos:

$$S_0 \times \ell_0 = S \times \ell$$

$$\therefore S = S_0 \times \frac{\ell_0}{\ell}$$

además, en todo momento se cumple que la tensión real resulta:

$$\sigma_r = \frac{P}{S}$$

en donde P y S resultan valores instantáneos, luego:

$$\sigma_r = \frac{P}{S_0} \frac{\ell}{\ell_0}$$

siendo P/S_0 el valor de la tensión convencional σ .

$$\sigma_r = \sigma \frac{\ell}{\ell_0}$$

ℓ = longitud entre puntos de referencia en cada instante.

Como el diagrama está referido a los alargamientos unitarios convencionales, podemos calcular la tensión real en función de estos:

$$\epsilon = \frac{\ell - \ell_0}{\ell_0} = \frac{\ell}{\ell_0} - 1$$

$$\frac{\ell}{\ell_0} = 1 + \epsilon$$

reemplazando este valor en la fórmula anterior, obtenemos el de las tensiones reales en función de las convencionales para cualquier punto comprendido entre el límite de fluencia y la carga máxima.

$$\sigma_r = \sigma (1 + \epsilon)$$

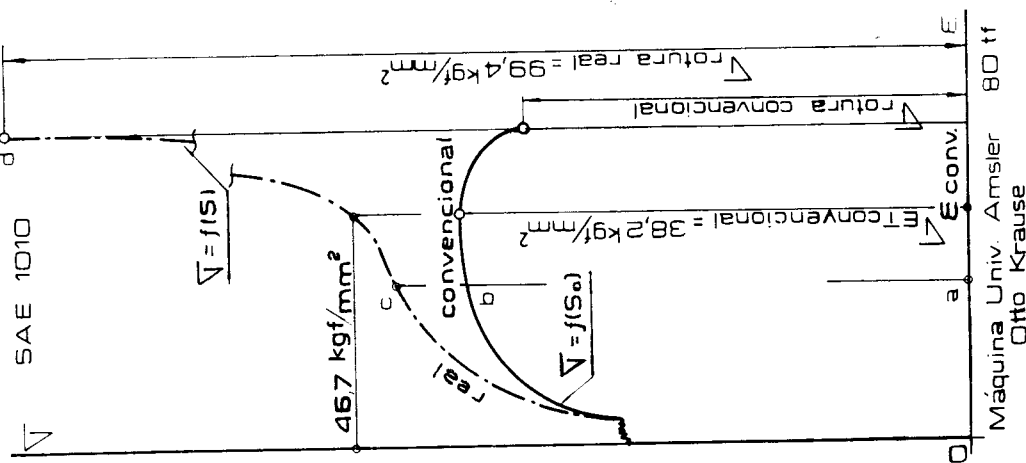


Figura 2.5. Diagramas convencional (—) para $\sigma - \epsilon$ y real (---) para las tensiones.

El procedimiento expuesto podría considerarse como definitivo en metales frágiles en los que una vez alcanzada la carga máxima sobreviene la rotura, en cambio en los dúctiles el proceso que tiene lugar en la estricción impone tener en cuenta otras consideraciones.

En la estricción o deformación localizada se produce un efecto similar al de una entalla, que como ya hemos visto en el capítulo de Generalidades, modifica el estado de tensión en la sección afectada, por lo que la tensión que surge de considerar a la carga de fractura y la sección transversal de la probeta en ese instante, debe corregirse considerando el estado triaxial*. Sin embargo, para no extendernos en análisis que escapan a nuestra finalidad es que en la determinación de la curva de tensiones reales de un acero dúctil, indicada en la figura 2.5, consideramos como tensión real de rotura a la obtenida por:

$$\sigma_{\text{rotura}} = \frac{P_{\text{rotura}}}{S_{\text{final}}}$$

Resumiendo tenemos:

1) Para el punto b del diagrama convencional, la tensión real resulta:

$$ac = ab (1 + \epsilon_a)$$

y así sucesivamente para cualquier punto comprendido entre el límite de fluencia y la carga máxima.

2) La tensión real de rotura, punto d , será: $\sigma_{\text{rot}} = \frac{P_{\text{rot}}}{S_{\text{final}}}$

3) Finalmente, se unen todos los puntos determinados mediante una curva continua, que dará forma al diagrama de tensiones reales.

Generalmente el diagrama de tensiones reales puede considerarse con variación lineal a partir del punto correspondiente a la carga máxima o a la resistencia estática convencional.

El diagrama real sólo se construye a partir del límite inicial de fluencia, puesto que hasta él la reducción de sección es prácticamente nula, de lo que podemos deducir que para aquellos materiales que admiten poca deformación,

Al producirse la estricción, aparece el efecto de entalla y el estado de tensión triple hace que para alcanzar la fractura sea necesario incrementar la tensión en el sentido de la carga aplicada. La fórmula de la tensión real indicada ($\sigma_r = P/S$) debe corregirse para compensar el efecto de las tensiones radiales o transversales mediante factores o fórmulas empíricas (Bridgman)

la diferencia entre sus respectivos diagramas reales y convencionales será menor y con tendencia a superponerse, o sea que irá disminuyendo a medida que aumenta la fragilidad de los metales.

2.4.2 DIAGRAMA REAL DE DEFORMACIONES

La fórmula de alargamiento unitario aplicada en el laboratorio podría resultar casi real para deformaciones elásticas a las que les corresponden alargamientos sumamente pequeños, en cambio bajo un estado de tensión simple y en deformación plástica o permanente las deformaciones resultan del orden del milímetro, provocando para valores sucesivos una "apreciable" variación de longitud de referencia inicial. Este hecho hace que para obtener un valor representativo de la deformación real experimentada por el material, deban considerarse períodos de cargas con sus correspondientes variaciones de longitud hasta la finalización del ensayo.

La expresión matemática del alargamiento unitario real se debe a P. Ludwik (1909), que lo definió por la relación entre el incremento de deformación infinitesimal producido en la dirección de la tensión aplicada y la longitud instantánea:

$$d\varepsilon_r = \frac{d\ell}{\ell}$$

$$\varepsilon_r = \int_{\ell_0}^{\ell} \frac{d\ell}{\ell} = \ln \frac{\ell}{\ell_0}$$

Evidentemente la deformación unitaria convencional, que como dijimos es la de aplicación para indicar la propiedad mecánica de deformabilidad de un material, difiere de la real y la relación entre ambas resulta:

$$\text{Convencional : } \varepsilon = \frac{\ell}{\ell_0} - 1 \quad \therefore \varepsilon + 1 = \frac{\ell}{\ell_0}$$

$$\text{Real : } \varepsilon_r = \ln \frac{\ell}{\ell_0}$$

de donde:

$$\varepsilon_r = \ln (\varepsilon + 1)$$

Así por ejemplo si el alargamiento convencional resulta igual a 0,15 el real será:

$$\varepsilon_r = \ln (0,1500 + 1) = \ln 1,1500$$

$$\varepsilon_r = 0,1398$$

Verificamos así que las deformaciones reales resultan más pequeñas que las que se obtienen del cálculo convencional, diferencia que se acrecienta con la deformación.

Sin embargo, la fórmula que permite determinar las deformaciones reales en función de las convencionales es sólo aplicable al período comprendido entre la fluencia y la carga máxima, en donde la variación de la dimensión lineal transversal es uniforme entre marcas o puntos de referencia de la probeta (ℓ_0), lo que no ocurre en el período de estricción en donde la deformación se localiza en una determinada zona.

Si aceptamos que en la deformación plástica el volumen permanece constante, coeficiente de Poisson $\mu = 0,5$, podemos expresar:

$$\varepsilon_r = \ln \frac{\ell}{\ell_0} ; \text{ a volumen constante } S_0 \times \ell_0 = S \times \ell \quad \therefore \frac{\ell}{\ell_0} = \frac{S_0}{S}$$

$$\therefore \varepsilon_r = \ln \frac{S_0}{S}$$

Si se ensayan probetas cilíndricas, resulta prácticamente factible determinar los diámetros instantáneos, por lo que tenemos:

$$\varepsilon_r = \ln \frac{S_0}{S} = \ln \frac{\pi d_0^2/4}{\pi d^2/4}$$

$$\varepsilon_r = \ln \frac{d_0^2}{d^2} = 2 \ln \frac{d_0}{d}$$

Expresiones aplicables a ensayos a temperatura ambiente con pequeños incrementos de las cargas.

La fórmula que corresponde al instante de la fractura resulta:

$$\varepsilon_{\text{real de fractura}} = \ln \frac{S_0 \text{ (inicial)}}{S \text{ (fractura)}}$$

2.4.3 DIAGRAMA REAL TENSION-DEFORMACION

El período inicial recto de un diagrama convencional de tracción se puede expresar matemáticamente mediante la ley de Hooke: $\epsilon = \alpha \times \sigma = \sigma/E$, la que también resulta aplicable, en igual alcance, al diagrama de tensiones y deformaciones reales.

Pasado el período de fluencia o el límite proporcional, si aquél no tiene lugar, la correlación entre tensiones y deformaciones reales da una curva continuamente creciente, que pone de manifiesto el efecto del endurecimiento generado por la deformación plástica.

Siempre que no se obtengan fluencias sucesivas o múltiples (figura 1.10), la expresión que satisface matemáticamente la curva de ensayo en el período plástico resulta aproximadamente exponencial, a pesar de lo cual y por su simplicidad se ha generalizado la ley potencial que dice:

$$\sigma_r = K \times \epsilon_{rp}^n \quad (\text{L. Ludwik})$$

σ_r y ϵ_{rp} : tensión real y deformación real plásticas.

K : coeficiente de resistencia, igual a la tensión para $\epsilon = 1$.

n : exponente de acritud o endurecimiento mecánico.

Fórmula aplicable al período plástico de diagramas continuos hasta el comienzo de la estricción si se considera exclusivamente la *componente plástica de la deformación real total*.

La componente plástica se determina conociendo la real y la componente elástica de la deformación total:

$$\epsilon_{rp} = \epsilon_r - \epsilon_{re}$$

ϵ_r : deformación real total.

$\epsilon_r \cdot \ln (\epsilon + 1)$, en la que ϵ : deformación convencional.

La componente elástica de la deformación total puede obtenerse a partir de la ecuación lineal de Hooke, considerando los valores de las tensiones reales:

$$\epsilon_{re} = \frac{\sigma_r}{E} \quad \text{para cada punto}$$

Considerando despreciable la componente elástica, la deformación real plástica (ϵ_{rp}) resulta igual a la deformación real total (ϵ_{rp}), presunción que introduce un error del 0,5 %.

En la figura 2.6 hemos construido el diagrama convencional y real de un

acero SAE 1020, laminado en caliente, de un ensayo realizado a una temperatura de 25°, determinando los alargamientos con un extensómetro tipo "reloj" de Mohr-Federhaff, con 0,01 mm/div. de apreciación.

Las determinaciones de los alargamientos convencionales se efectuaron empleando el extensómetro hasta el valor de la carga máxima, instante en que fue desmontado como medida de protección de las alteraciones que se producen en la fractura, por lo que a partir del inicio de la estricción las deformaciones se registraron en función de los diámetros instantáneos y el inicial, aceptando la invariabilidad del volumen ($\mu = 0.5$).

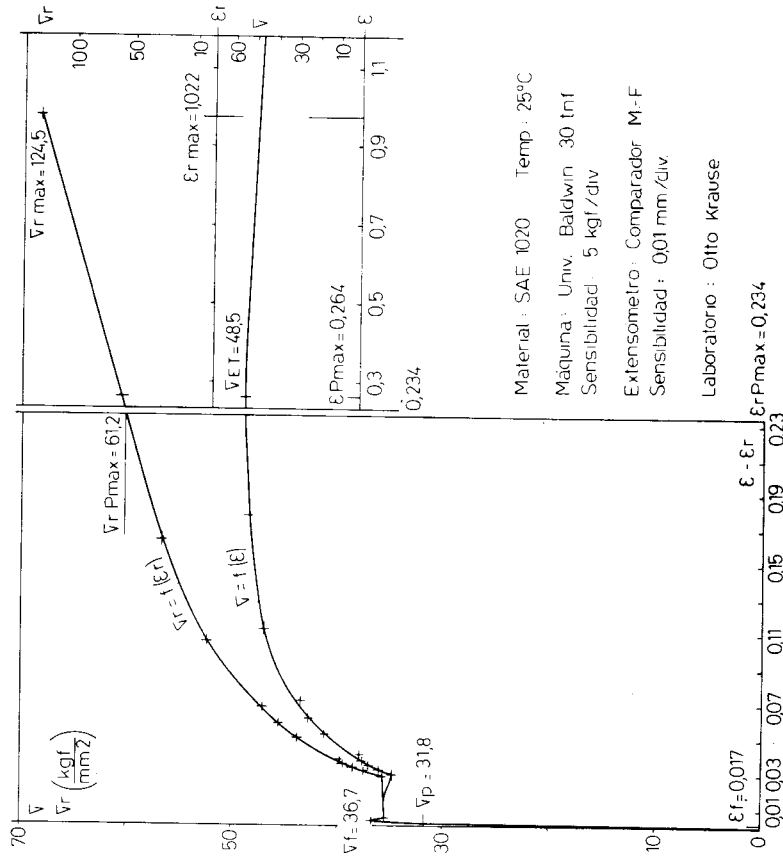


Figura 2.6. Diagrama convencional y real de un acero SAE 1020, laminado en caliente. Laboratorio Otto Krause.

Como era nuestra intención reproducir todo el diagrama, fue necesario emplear dos escalas para registrar los alargamientos unitarios reales y convencionales y dos para las tensiones, con el fin de no alterar la forma o geometría de los gráficos.

Si bien el diagrama real de tensiones y deformaciones en el período plástico se ajusta significativamente a la ley potencial, se producen frecuentes desviaciones de esta relación, debido a que no es posible tomar un valor del coeficiente de endurecimiento para todo el gráfico, el que resulta de datos experimentales. En general un determinado exponente n sólo satisface a la expresión matemática de un pequeño tramo de la curva.

Dicho exponente depende, al igual que el módulo de elasticidad longitudinal, de la red cristalina del metal, aunque se ve también afectado por la configuración particular de su estructura metalográfica, producto de la composición y tratamientos térmicos o mecánicos a los que pudo estar sometido. Es así que resulta mayor en metales puros y aleaciones monofásicas recocidas que en aquellas bifásicas o monofásicas tratadas térmica o mecánicamente. El cobre electrolítico presenta para una deformación del 10 % a temperatura ambiente un exponente de endurecimiento de 0,460; en un acero SAE 1050 templado y revenido dicho exponente sólo llega a 0,115.

El valor de n es variable, aún para una misma aleación con igual tratamiento, según el tamaño del grano metalográfico.

A continuación reproducimos valores de n y de K para distintos metales y aleaciones obtenidos por J. R. Low (1947), V. Carreker (1953) y C. E. González Arias (1984).

Material	Estado	n	K kgf / mm ²
acero SAE 1010	recocido	0,300	46,5
acero SAE 4130	normalizado y laminado en caliente	0,156	108,6
acero Inox 430 (17 % Cr)	recocido	0,229	100,5
cobre ETP ¹	recocido	0,460	56,1
aluminio Alcoa 24 -S	recocido	0,211	39,3

¹ Para una deformación plástica real: $\epsilon_{rp} = 0,1$.

DETERMINACIÓN DE n Y K

Teniendo en cuenta que el gráfico de ensayo se obtiene en función de datos experimentales, fácil resulta suponer que un único valor del coeficiente de endurecimiento no satisface a la expresión matemática de toda la curva, por lo que se impone la necesidad de obtener un valor que permita traducir la "mejor ecuación" para todo el diagrama real.

La determinación de n y K exige que se deban tomar como mínimo cinco pares de puntos tensión-deformación igualmente espaciados, ya sea hasta la carga máxima o en los intervalos de deformaciones preestablecidos.

Además y aunque la aplicación de la ley potencial impone considerar las deformaciones plásticas reales, se podrán tomar directamente las totales siempre que el valor de las elásticas del período plástico no excedan el 10 % de ϵ_r .

Si bien la representación de la ley potencial en coordenadas rectangulares resulta una curva, su gráfica doble logarítmica esta dada por la ecuación:

$$\log \sigma_r = n \log \epsilon_r + \log K$$

la que responderá a una función lineal del tipo:

$$y = bx + b_0$$

donde:

$$\begin{aligned} y &= \log \sigma_r & ; & \quad x = \log \epsilon_{rp} & \quad \text{ó} & \quad x = \log \epsilon_r \\ b &= n & ; & \quad b_0 = \log K \end{aligned}$$

y la función de aproximación o ajuste del *diagrama de dispersión* que surge de los valores de ensayo, se puede calcular por el método de los cuadrados mínimos (Karl F. Gauss) que dice: *los errores cometidos al ajustar una serie de puntos experimentales a una única curva serán los menores posibles cuando la suma de los cuadrados de las diferencias en cada punto, entre valor medido y el estimado por la curva de ajuste, sea mínimo*. Las derivadas parciales de estas diferencias, con respecto a cada una de las incógnitas n y K , serán por lo tanto igual a cero y de ellas se obtienen:

$$n = \frac{N \sum (x \times y) - (\sum x \sum y)}{N \sum x^2 - (\sum x)^2}$$

$$b_0 = \frac{(\sum y)(\sum x^2) - (\sum x)(\sum x \times y)}{N \sum x^2 - (\sum x)^2}$$

$$K = \log^{-1} b_0$$

Hemos considerado a las tensiones reales como función de las deformaciones plásticas reales (o totales) obteniéndose por lo tanto la *recta de regresión σ_r sobre ϵ_r* , es decir la regresión o estimación de la tensión (variable independiente) cuyos valores son preestablecidos.

Error o Desvío Estándar

Establecidos los intervalos dentro de los cuales puede aceptarse una *correlación lineal* (K constante) entre tensiones y deformaciones cuando se las representa en escala doble logarítmica y una vez obtenida la regresión, será necesario medir la confiabilidad del ajuste a los datos o variables muestrales por las diferencias o desvíos en cada punto entre los valores medidos y los estimados por la recta de regresión.

La medida de la variabilidad o dispersión del exponente de endurecimiento se evaluará por la *desviación típica o desvío estándar* de la regresión (S_b), basado en la variación de la pendiente de punto a punto con respecto a la estimación y definida por:

$$S_b = \sqrt{\frac{\sum (y - b_0 - bx)^2}{N} \times \frac{N}{N-2}}$$

Por otra parte la precisión del método puede estimarse por el *coeficiente de variación porcentual* (V_b %):

$$V_b \% = \frac{S_b}{\bar{y}} \times 100$$

siendo normales los coeficientes de variación iguales o menores del 2 %.

2.5. DIAGRAMAS OBTENIDOS PARA DISTINTOS METALES

Los diagramas de tracción varían de acuerdo con las distintas propiedades de los materiales; así por ejemplo, los dúctiles rompen con mucha deformación y los frágiles generalmente cuando la deformación es uniforme en toda la probeta, es decir, que alcanzada la carga máxima se produce la rotura sin entrar en el período de estricción.

Dentro de los materiales dúctiles y frágiles se pueden clasificar respectivamente, en muy dúctiles a los que presentan mucha estricción, y muy frágiles en los que la rotura se produce inmediatamente después de pasado el límite de elasticidad.

En los aceros al carbono se puede obtener una gran variedad de gráficos, como se ve en la figura 2.7, en donde se pone de manifiesto que, al aumentar el porcentaje de carbono aumenta la resistencia del material, pero al mismo tiempo disminuye el alargamiento y, por consiguiente, la ductilidad del mismo.

El hecho de que los períodos iniciales rectos se superpongan nos está indicando que obedecen a una misma ecuación proporcional ($\epsilon = \sigma/E$), y por lo tanto que los distintos aceros presentan módulos de elasticidad (E) prácticamente iguales; la falta de sensibilidad debido a las escalas adoptadas, no permiten registrar las pequeñas diferencias que pudieran existir.

En estos gráficos puede también observarse que a medida que aumenta la resistencia del material ensayado, va desapareciendo el período de fluencia o

sea que el límite final se eleva hasta prácticamente coincidir con la curva continua de deformaciones.

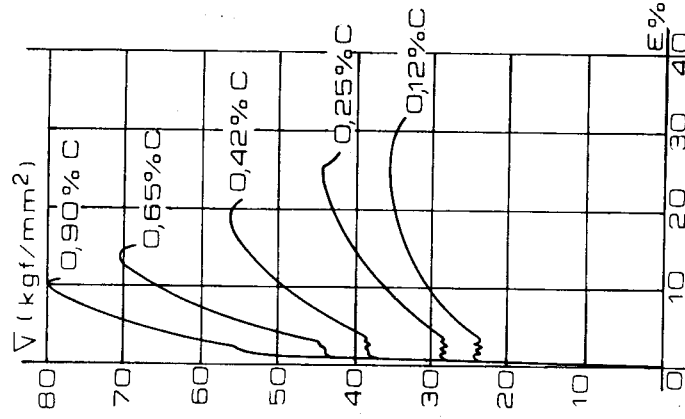


Figura 2.7. Diagramas de tracción estática de aceros al carbono.

La comparación de los diagramas se hace posible, pues todos ellos fueron tomados a temperatura ambiente y las probetas sometidas a iguales incrementos de cargas en el tiempo, lo que tiene gran importancia, debido a que el aumento de la velocidad de ensayo produce una elevación del límite elástico y una disminución en la deformación del metal, aunque no afecta a la tensión de rotura, lo que nos dice que la forma de aplicación de las cargas, siempre que no se superen ciertos valores, influye en el límite elástico y no en su cohesión o resistencia.

Los gráficos obtenidos con metales distintos del hierro que no han sido endurecidos por deformación, se presentan sin límite de elasticidad ni zona de fluencia, excepto algunas aleaciones del cobre y aluminio, que presentan sucesivas fluencias en la zona plástica, con grandes o pequeños alargamientos, según sean dúctiles o frágiles.

Los diagramas comparativos de la figura 2.8 nos darán una idea más exacta del comportamiento de algunos metales a la tracción.

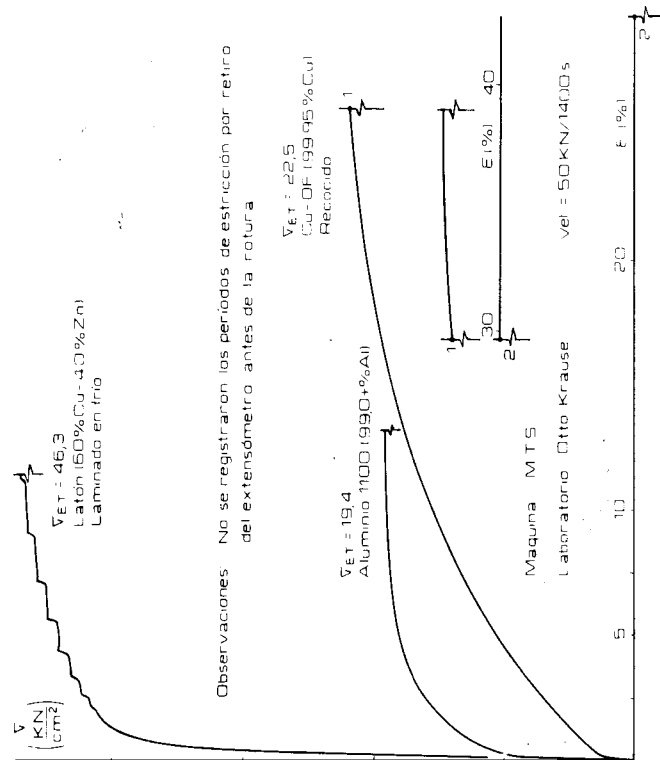


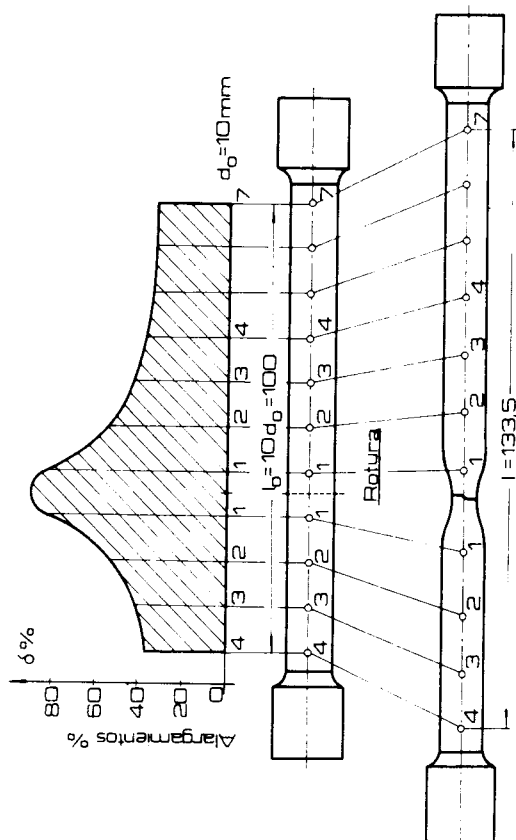
Figura 2.8. Diagramas de tracción de distintos metales y aleaciones.

2.6. PROBETAS PARA TRACCION

Las probetas para los ensayos de tracción pueden ser, como ya se ha visto, industriales o calibradas; las primeras se presentan en barras o perfiles de secciones más o menos constantes y sirven exclusivamente para ensayos de verificación; en cambio, las calibradas, se emplean en experiencias más rigurosas y adoptan formas perfectamente cilíndricas o prismáticas, con extremos ensanchados, no sólo para facilitar su sujeción en la máquina de ensayo, sino que para asegurar la rotura dentro del largo calibrado de menor sección, en la cual se marcan los denominados *puntos fijos o de referencia* a una distancia inicial preestablecida (ℓ_0), que permitirá después de la fractura, juntando los trozos, determinar la longitud final entre ellos (ℓ).

El alargamiento ($\Delta\ell = \ell - \ell_0$) se habrá calculado así con referencia a una determinada longitud inicial y en su valor estará incluida la deformación uniforme de toda la probeta hasta la carga máxima y principalmente, en los

casos de materiales dúctiles, la que corresponde al período de estricción, que afectará a una zona mayor, aún para un mismo metal, cuando sus probetas presentan mayores secciones transversales, obteniéndose por lo tanto, en estos casos, mayores alargamientos a igualdad de valores de ℓ_0 . A su vez, para idénticas secciones, el efecto de la estricción será más notorio para menores valores de ℓ_0 , por lo que resulta un mayor alargamiento de rotura, lo que impone, a los efectos comparativos, respetar los valores que fija la ley de semejanza geométrica (pág. 132).



ACERO SAE 1010

Puntos	Antes del ensayo ℓ_0 (mm)	Después de la rotura ℓ_r (mm)	Alargamiento de rotura % $\delta \% = \frac{\ell_r - \ell_0}{\ell_0} \times 100$
1 - 1	10	18,3	83
2 - 2	30	45,6	52
3 - 3	50	70,9	41,8
4 - 4	70	96,2	37,4
4 - 7	100	133,5	33,5

Figura 2.9. Variación del alargamiento de rotura con la longitud inicial de un acero SAE 1010. Máquina Shimadzu universal 50 tf. Lab. UTN Regional Bs.As.

La importancia que adquiere la variación del alargamiento de rotura según la longitud que se considere, se pone perfectamente en evidencia en el ensayo indicado en la figura 2.9, sobre una probeta de acero SAE 1010, laminado en caliente.

Estos hechos han motivado la normalización de la longitud inicial, estipulándose que dos o más ensayos pueden compararse en sus alargamientos, si las probetas son geoméricamente semejantes, lo que se logra cuando ℓ_0 es proporcional al diámetro o raíz cuadrada de la sección.

$$K = \frac{\ell_0}{\sqrt{S_0}} \quad \therefore \ell_0 = K \times \sqrt{S_0}$$

o sea que los ensayos sobre probetas distintas resultan comparables si se cumple que:

$$\text{Ley de semejanza : } \frac{\ell_0}{\sqrt{S_0}} = \frac{\ell'_0}{\sqrt{S'_0}} = \dots\dots\dots = K$$

Si se toma la inversa de esta igualdad se obtiene la ley de Borda, conocida como *ley de similitud*.

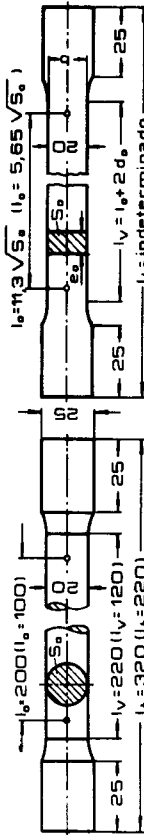
La tabla siguiente nos da las variaciones de la ley de semejanza según las distintas normas, y la longitud inicial, que por comodidad de medida, se adopta para probetas cilíndricas.

NORMA	PROBETAS	d_0	LEY DE SEMEJANZA	ℓ_0
IRAM	larga	s/norma	$\ell_0 = 11,3 \sqrt{S_0}$	10 d_0
	corta		$\ell_0 = 5,65 \sqrt{S_0}$	5 d_0
ASTM	Estándar (pulg.)	0,5" = 12,7 mm	$\ell_0 = 4,5 \sqrt{S_0}$	4 $d_0 = 2"$
	Estándar (métrica)	12,5 ± 0,2	$\ell_0 = 5,65 \sqrt{S_0}$	5 d_0
Francesa y Española	larga	27,7	$\ell_0 = 8,16 \sqrt{S_0}$	200 mm
	corta	13,82		100 mm
BSI	Estándar	0,798" = 20,27	$\ell_0 = 4 \sqrt{S_0}$	3" = 76,2
DIN	larga	s/norma	$\ell_0 = 11,3 \sqrt{S_0}$	10 d_0
	corta	50.125	$\ell_0 = 5,65 \sqrt{S_0}$	5 d_0

Comprobaciones prácticas han demostrado que la deformación relativa que experimenta un material hasta la carga máxima, puede considerarse la misma para cualquier tipo de probeta y que la variación fundamental se manifiesta en la estricción, por lo que la diferencia entre los alargamientos de rotura se hace más notable a medida que aumenta la ductilidad del material.

PROBETAS NORMA IRAM - IAS U 500 -102

Materiales metálicos ferrosos o no de espesor o diámetro mayor de 5mm.



1) Probetas cortas Normal

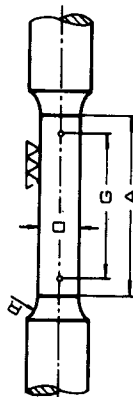
Proportional

Planas para espesores menores de 5mm : $l_0 = 11,3 \sqrt{S_0}$, $b = 20$ mm.

$e = 0,5$ a 2 : $l_0 = 80$, $l_1 = 180$ $e = 2,1$ a $3,5$: $l_0 = 100$, $l_1 = 200$ $e = 3,51$ a 5 : $l_0 = 120$, $l_1 = 220$

PROBETAS NORMA ASTM E8

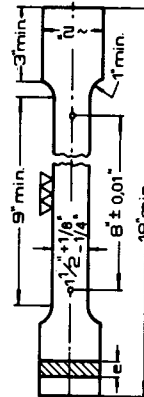
Standard para materiales ferrosos o no



Standard en mm : $D = 12,5 \pm 0,25$ $R = 10$

$G = 50,0 \pm 0,10$ $A = 60$

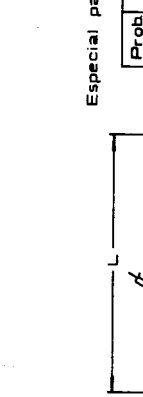
Para extraer muestras planas de espesores de $3/16$ o más



Idem para muestras de espesores variables entre 0,005" a 5/8"



Especial para hierro maleable



Especial para fundiciones

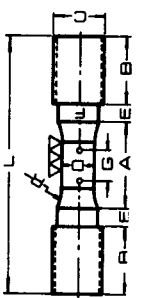


Figura 2.10. a) Probetas para tracción estática

El ejemplo numérico siguiente nos da una idea exacta de la importancia en el alargamiento unitario de rotura, en ensayos efectuados sobre probetas de acero SAE 1015-1020 laminado en caliente.

El ejemplo numérico siguiente nos da una idea exacta de la importancia en el alargamiento unitario de rotura, en ensayos efectuados sobre probetas de acero SAE 1015-1020 laminado en caliente.

<i>Probeta IRAM - DIN :</i>	$\ell_0 = 11,3 \sqrt{S_0}$	$d_0 = 20 \text{ mm}$	$\delta_{0,10} = 24 \%$
<i>Probeta ASTM :</i>	$\ell_0 = 4,5 \sqrt{S_0}$	$d_0 = 0,5''$	$\delta_{0,2} = 34 \%$

Si como hemos visto el alargamiento unitario de rotura toma valores distintos, aún para un mismo material al cambiar la longitud entre puntos de preferencia ℓ_0 , la determinación debe indicar el valor adoptado según la constante de la Ley de Semejanza Geométrica utilizada.

Para normas DIN aconsejamos colocar como subíndice el factor que multiplica al diámetro inicial para obtener ℓ_0 ; así para $\ell_0 = 10 d_0$ ($K = 11,3$) tenemos: $\delta \%_{10}$ y $\delta \%_5$ para $K = 5,65$.

Las normas ASTM fijan para probetas estándar una longitud entre marcas de 2", indicando al alargamiento unitario con esta referencia ($\delta\%$). Teniendo en cuenta que la norma ASTM Métrica (E8M), también fija como posibilidad un valor de $\ell_0 = 5\text{ d}$, resulta imprescindible hacer constar los valores iniciales de ensayo.

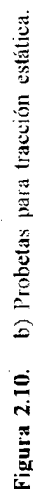
Debe considerarse además que si bien la longitud inicial normalizada permite comparar los valores de los alargamientos unitarios de rotura, la longitud entre marcas no coincide con la longitud de registro de los extensómetros (ℓ_e), por lo que el diagrama obtenido en estos casos sólo registrará la deformación del material que corresponda a esta longitud, en consecuencia las escalas de $\Delta\ell$ y ε se determinan en base a la amplificación del extensómetro adoptada para el ensayo.

En la figura 2.10, se indican las probetas más utilizadas, de acuerdo a distintas normas y materiales; las cortas resultan más económicas y se emplean generalmente cuando sólo interesa conocer la resistencia del material.

Uno de los factores que influye en los valores de ensayo es la forma de la transición entre la parte calibrada y las cabezas, no sólo porque puede provocar una concentración de tensiones por cambio brusco de las secciones, sino que también en aquellos casos en que se utilicen superficies de continuidad para evitar este efecto, el aumento de la sección sirve de freno a la contracción transversal que se genera al producirse el estiramiento provocando una disminución del valor de éste y un aumento en la resistencia del material. Es por esta causa que la longitud calibrada es mayor que la correspondiente entre puntos fijos, y que las superficies de enlace se encuentran convenientemente normalizadas.

2.7. MODO Y TIEMPO DE APLICACIÓN DE LAS CARGAS

Las cargas deben aplicarse de tal manera que resulten uniformemente distribuidas sobre la sección transversal del material, condición que se cumple



utilizando dispositivos autocentrantes.

Tratándose de ensayos estáticos el incremento de las cargas se efectúa en forma muy lenta para evitar los efectos de las fuerzas de inercia, velocidad que se fija según las normas y materiales, adoptándose generalmente una variación de 0,1 kgf/mm² por segundo hasta alcanzar el límite de fluencia, a partir del cual puede llegarse como máximo a 50 kgf/mm² por minuto.

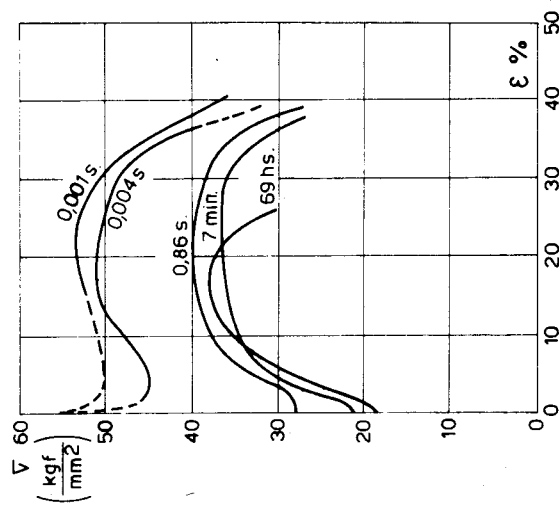


Figura 2.11. Variación de las propiedades mecánicas con la velocidad de aplicación de las cargas en un acero dúctil.

El incremento de la velocidad de la aplicación de las cargas de ensayo produce un retraso en la aparición de las deformaciones plásticas y un aumento en la resistencia del material, figura 2.11. (M. Manjoine).

Si las cargas se aplican muy lentamente se obtiene una disminución del límite de fluencia y un aumento de la resistencia con disminución de la ductilidad.

En la misma figura se representan curvas obtenidas en ensayos dinámicos (tracción por choque: 0,86 s o menores) con el objeto de remarcar la importancia de la necesidad de mantener la velocidad de aplicación de las cargas en los límites que fijan las normas.

Variaciones más o menos análogas a las indicadas tienen lugar en todos los metales, no pudiéndose generalizar la influencia de la velocidad de deformación sobre el alargamiento de rotura.

En general las condiciones de ensayo según la norma ASTM E 8, se fijan según los materiales, en base a cinco criterios diferentes:

- 1) *Velocidad o desplazamiento en vacío del dispositivo transmisor de carga*: Se determina por el avance de la mesa sin carga y por minuto.
- 2) *Velocidad de separación de las mesas de la máquina durante el ensayo*: Corresponde a una determinación igual a la anterior, pero en carga.
- 3) *Por tiempo de ensayo*: Corresponde al tiempo, en minutos o segundos, transcurrido desde el momento de aplicación de la carga al material, hasta el instante de su rotura. En este caso, puede estipularse al tiempo necesario para cumplir parte de la experiencia como condición de aplicación de carga.
- 4) *Por incremento del esfuerzo*: Está dado por el aumento de la tensión aplicada por minuto.
- 5) *Velocidad de alargamiento*: Se indica por el incremento del alargamiento unitario por minuto.

Según que se siga el criterio de control de velocidad de deformación ("máquina dura") o control de velocidad de carga ("máquina blanda"), el fenómeno de fluencia se verá afectado en el registro gráfico. En el primer caso aparecen las variaciones de cargas tal como se manifiestan en el proceso de fluencia, figura 2.12 a, en cambio con el mantenimiento del incremento de carga en el tiempo, las características del periodo se ven modificadas, tal como se observa en la figura 2.12 b.

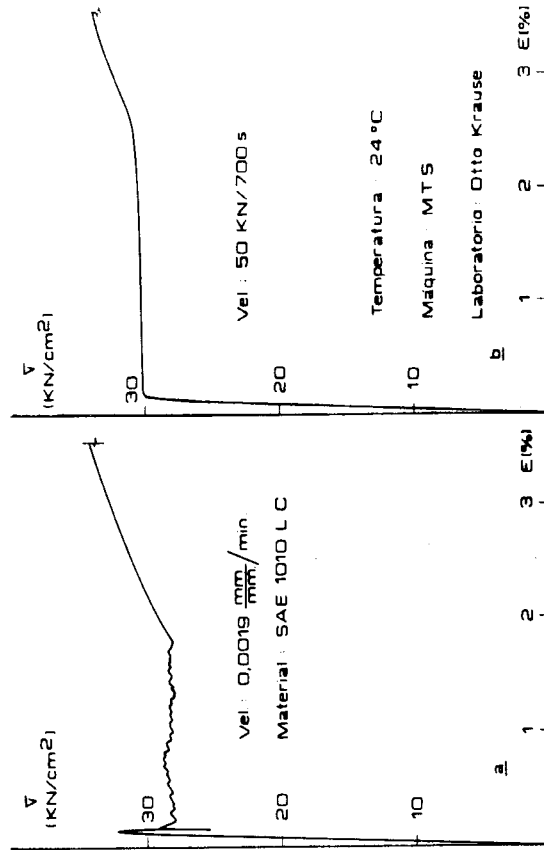


Figura 2.12. Fluencia en: a) con control de la velocidad de deformación, b) con control de la velocidad de carga.

Si bien para pequeñas variaciones en las velocidades, los valores obtenidos

prácticamente no varían, la normalización de las mismas tiene por objeto asegurar la aplicación de un criterio similar en todas las experiencias, para que los resultados sean perfectamente comparables y que además permitan que en el diagrama se puedan observar claramente sus puntos característicos.

2.8. DETERMINACIONES A EFECTUAR EN UN ENSAYO DE TRACCIÓN ESTÁTICA

El ensayo de tracción es el que mejor define las *propiedades mecánicas* de los metales sometidos a la acción de cargas estáticas.

Estas propiedades quedan determinadas si se calcula la aptitud del material a resistir las cargas que le pueden ser aplicadas (*propiedades de resistencia*) y las deformaciones que experimenten por la acción de éstas (*propiedades de deformabilidad*).

1°. PROPIEDADES MECÁNICAS DE RESISTENCIA

Del gráfico de ensayo pueden determinarse los valores de las cargas al límite elástico aparente si hubiera fluencia, y la que corresponde a la máxima, que permiten calcular las tensiones convencionales que fijan las propiedades de resistencia.

La carga máxima también se registra en el cuadrante de la máquina de ensayo (registro analógico) y en algunos de sus tipos, además, en registros digitales y/o computerizada.

Es de hacer notar que en aceros se determina únicamente la resistencia estática y la tensión al límite de fluencia, en consideración que aún empleando registradores electrónicos, que permiten una importante ampliación de las deformaciones en el diagrama de ensayo, la diferencia entre el límite proporcional o elástico P_p y P_f no es prácticamente registrable.

Resistencia estática a la tracción: $\sigma_{ET} = \frac{P_{m\acute{a}x}}{S_0}$ ($\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$ o MPa)

Tensión al límite inicial de fluencia: $\sigma_f = \frac{P_f}{S_0}$ (aceros dúctiles y semidúctiles)

Aunque los límites inferiores de fluencia pueden resultar más exactos, por no encontrarse afectados por las fuerzas de inercia que se originan al aplicar las cargas de tracción, se fija como valor comparativo el que corresponde al superior inicial, que permite ser determinado más fácilmente en el gráfico de ensayo.

Tensión al límite convencional 0,2: $\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{S_0}$

En los metales que no presentan fluencia (aceros de alta resistencia, mejorados por tratamientos térmicos o endurecidos por deformación y los no férreos), a los efectos comparativos se determinan el o los límites convencionales que como ya vimos no representan una característica física del metal y sólo corresponden a la tensión capaz de producir una deformación permanente preestablecida por las normas (0,01; 0,2 ó 0,5 % ℓ_0).

Si bien es de suponer que el límite convencional "equivale" al de fluencia, su comparación no puede efectuarse teniendo en cuenta que éste depende fundamentalmente de la estructura cristalina.

La determinación de los límites convencionales requiere el empleo de extensómetros o máquinas con registradores electrónicos y puede realizarse aún en aquellos metales que presenten fluencia en sus diagramas de ensayo.

2°. PROPIEDADES MECÁNICAS DE DEFORMABILIDAD

Alargamiento de rotura

Si antes de comenzar la experiencia se marcan sobre la probeta, en una generatriz o recta, los puntos de referencia de acuerdo con la norma aplicada (ℓ_0), después del ensayo, juntando los trozos, es factible medir la distancia que los separa (ℓ), de modo que el *alargamiento total* resulta:

$$\Delta \ell = \ell - \ell_0$$

(la longitud entre puntos de referencia está dada por la ley de semejanza Geométrica)

Conocido este valor, se puede determinar el *alargamiento de rotura*, que no es más que el unitario convencional correspondiente a la fractura; por lo tanto y con el objeto de distinguirlo, se lo indica con δ % en lugar de ε %, como se estableció para cualquier otro punto del diagrama.

$$\delta_{(x)} \% = \frac{\Delta \ell}{\ell_0} \times 100 = \frac{\ell - \ell_0}{\ell_0} \times 100$$

(x) A los efectos comparativos debe hacerse referencia, según normas, y como subíndice a la longitud calibrada correspondiente.

Estricción

Como sabemos, una vez alcanzada la carga máxima se produce un estrangulamiento en una zona determinada de la probeta. Esta disminución de sección hace que se llegue a la rotura cuando la carga es inferior a la máxima aplicada, diferencia que se acrecienta con la ductilidad del material.

La *estricción* será, entonces, la disminución relativa porcentual de la sección transversal de rotura.

$$\psi \% = \frac{S_0 - S}{S_0} \times 100$$

S = sección final

Al cálculo de la resistencia estática, tensión al límite elástico aparente o convencional, alargamiento de rotura y estricción, requerido en ensayos corrientes, se puede agregar la determinación del coeficiente de Poisson, módulo de elasticidad y coeficiente de calidad, para todo lo cual es necesario el empleo de aparatos especiales.

2.9. DETERMINACIÓN DE VALORES DE ROTURA

2.9.1 DETERMINACIÓN DE LA SECCIÓN DE ROTURA

Para determinar el valor de la sección de rotura seguimos el criterio adoptado en la norma ASTM E8, que indica:

a) Si la probeta es cilíndrica, se medirán dos diámetros normales entre sí de la sección de rotura, figura 2.13 a:

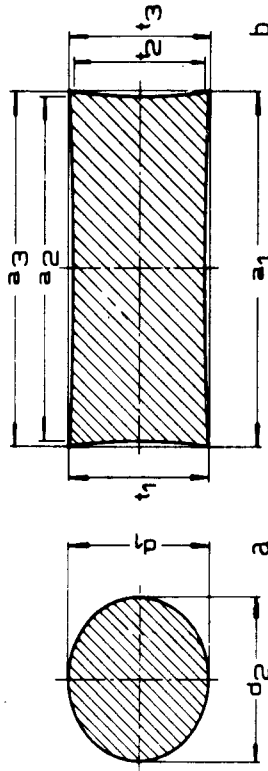


Figura 2.13. Medición de las secciones de roturas. a) Probeta cilíndrica. b) Probeta prismática.

$$S = \frac{\pi \times d_1 \times d_2}{4}$$

b) Para probetas prismáticas, que presenten lados ligeramente parabólicos, figura 2.13b, se debe determinar el ancho y el espesor efectivo:

$$\ell_e = (t_1 + 4t_2 + t_3)/6$$

$$a_e = (a_1 + 4a_2 + a_3)/6$$

$$S = \ell_e \times a_e$$

2.9.2 DETERMINACIÓN DE LA LONGITUD FINAL ENTRE PUNTOS FIJOS

Para determinar correctamente el alargamiento unitario de rotura es necesario medir, con la mayor exactitud posible, las máximas deformaciones que experimenta la probeta, lo que se consigue si la zona de estricción se encuentra lo suficientemente alejada de las marcas que fijan la longitud inicial ℓ_0 .

Es así que las normas IRAM y DIN exigen, para aceptar los valores de los alargamientos unitarios de rotura, que "la fractura tenga lugar dentro del tercio medio de la longitud entre puntos de referencia".

Cuando se ensayan probetas industriales se marcan tres o más longitudes ℓ_0 (Fig. 2.14), de manera de aumentar la posibilidad de cumplir, para algunas ellas, con la condición dada por las normas.

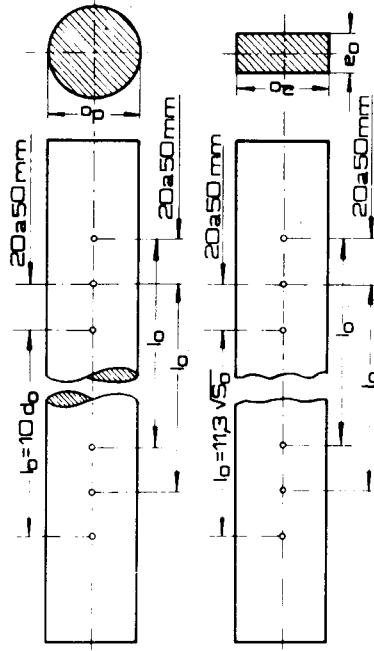


Figura 2.14. Marcación de probetas industriales.

Si las probetas son calibradas, la marcación anterior no puede realizarse por el ensanchamiento que presentan en sus cabezas, por lo que, para evitar la repetición de la experiencia, en el caso de no obtenerse la fractura en el tercio medio, se recurre a un procedimiento que resulta aceptable si se considera al material como de iguales propiedades en todas sus secciones (isótropo).

Este método indica que la longitud inicial debe marcarse en 20 ó 10 partes iguales, según que se trate de probetas largas o cortas. Determinándose la longitud final de rotura de la siguiente manera:

Si la fractura se produce dentro del tercio medio se unen los trozos y se mide directamente ℓ entre marcas extremas, en cambio si ello no ocurre se numerarán los puntos como se indica en la figura 2.15, llamándose 0 al más próximo a la rotura en el trozo corto.

Para determinar la longitud final se tendrán en cuenta las siguientes consideraciones:

- a) Se supone que la fractura se produce en el centro de la probeta, caso ideal, o en un punto muy próximo a él.
 b) Se acepta que el metal experimenta iguales deformaciones a ambos lados de la rotura

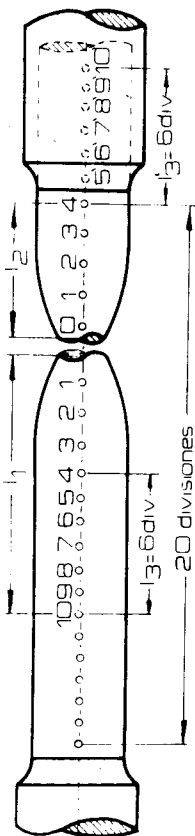


Figura 2.15. Medición de ℓ_0 con rotura fuera del tercio medio en probetas calibrada.

De acuerdo con el primer criterio será necesario medir 10 puntos en probeta larga (ó 5 en las cortas) a cada lado de la fractura, lo que sólo puede realizarse en el trozo izquierdo de la figura (ℓ_1); sobre el lado derecho se miden exactamente cuatro divisiones ℓ_2 , faltando, para completar el total, seis divisiones ℓ_3 .

Si el material lo aceptamos como cuasi-isótropo, los puntos equidistantes de la rotura experimentarán iguales deformaciones, por lo que la longitud ℓ'_3 resulta igual a la ℓ_3 .

La longitud final será entonces igual a:

$$\ell = \ell_1 + \ell_2 + \ell'_3 = (\ell_1 + \ell_2) + \ell_3$$

Las normas ASTM, si bien no indican este procedimiento, estipulan, como en el caso anterior, que la fractura se deberá producir dentro del tercio medio de la longitud calibrada, de lo contrario aconsejan realizar nuevas experiencias, siempre y cuando el alargamiento obtenido no esté comprendido en el especificado para el material ensayado.

Las divisiones de las probetas pueden efectuarse empleando puntos de marcar o, para mayor exactitud, las máquinas de dividir que permiten grabar automáticamente, por el accionamiento de una palanca, marcas con separaciones entre sí de 1 a 15 milímetros.

Para materiales muy sensibles a las entallas y con el objeto de evitar el efecto de la concentración de tensiones, las marcas se efectúan empleando tizas especiales.

Luego de la fractura, la distancia entre puntos se determina con calibres de punta, reglas metálicas graduadas o bien empleando aparatos de lectura directa.

2.10. FRACTURAS POR TRACCIÓN

En el capítulo de Generalidades (pág. 52) hemos analizado la mayor o menor plasticidad de los monocristales según sus sistemas de deslizamientos.

Los policristales (conjunción de monocristales orientados según todas direcciones), no se deforman de manera tan simple como hemos indicado, en consideración a los efectos, generalmente restrictivos, que ocasionan los cristales circundantes, los límites de grano y adiciones aleantes entre muchos otros factores, hechos que no aseguran la exactitud del concepto de uniformidad o isotropía generalmente aceptado para la masa metálica.

Estas posibles variantes hace que el estudio realizado con las estructuras ccc, cc y hc sólo se utilice como referencia para predecir en algunas aleaciones, según la cantidad y calidad de los elementos agregados, el grado de plasticidad que pueden presentar.

Los valores que definen la propiedad de deformación de los metales sometidos a cargas estáticas se determinan experimentalmente en ensayos de tracción y consecuentemente las formas de las fracturas obtenidas permiten corroborar sus naturalezas *dúctil* o *frágil*, en concordancia con el alcance de la deformación plástica que experimentan, permitiendo así mismo analizar las características de sus estructuras, muy especialmente en materiales tratados térmicamente.

Los metales muy dúctiles tales como el cobre, níquel, oro, etc. (ccc), se deforman continuamente hasta prácticamente un punto, debido a que presentan muchos planos y direcciones de deslizamiento, que hace que los corrimientos cristalográficos producidos por las tensiones tangenciales críticas ($\tau_{máx} = \tau_{crítico} = \sigma/2$ - componentes en planos inclinados a 45 y 135° de la tensión normal de tracción), resulten predominantes sobre el efecto de endurecimiento mecánico que genera la deformación.

Los materiales frágiles son aquellos que ofrecen gran resistencia al deslizamiento, evitando por consiguiente las grandes deformaciones aun para valores máximos de los esfuerzos tangenciales, por lo que la rotura se produce por separación o arrancamiento como consecuencia de la acción de la tensión normal aplicada.

Además de los metales considerados como muy dúctiles o frágiles, en ingeniería se consideran *dúctiles* a los que en sus fracturas presentan características intermedias entre aquellos límites, tal los casos de los metales de estructuras cúbicas centradas (cc) no aleados, que al no disponer de sistemas de deslizamientos bien definidos experimentan deformaciones plásticas de cierta importancia (estricción), motivo por el cual se ven afectados por condiciones de forma que modifica el estado de tensión.

La cuasi isotropía de los metales no es considerada para aleaciones del cinc, manganeso y cadmio, de estructuras hexagonal compacta (hc), de pocos sistemas de deslizamiento, que pueden presentar distintas formas de fracturas de acuerdo a sus preferentes orientaciones, que induce a justificar fracturas de tipo frágil o por deslizamiento en planos a 45° sin deformación del material, que resultan las más generalizadas.

Igual forma de rotura tiene lugar en aleaciones resistentes del aluminio, aunque cuando se presentan poco aleados sus fracturas se producen luego de un importante estiramiento con zona de estricción.

Si bien el concepto de ductilidad está aparejado a la deformación producida por las tensiones tangenciales, en los casos de fracturas por deslizamiento total, sin deformación, y en consideración a que también las generan iguales tensiones, por analogía este tipo de roturas pueden considerarse como dúctiles.

En los ejemplos a tratar consideramos tensiones uniaxiales, probetas estándar, temperatura ambiente e incrementos de cargas normalizadas para ensayos denominados "estáticos".

Al analizar las fracturas por tracción no estudiaremos casos particulares, tomando únicamente ejemplos que podemos denominar típicos, como son los que se presentan en los distintos materiales ferrosos, ofreciéndonos el acero no aleado de bajo carbono y la fundición fracturas tipo de materiales dúctiles y frágiles.

La rotura de una probeta cilíndrica de acero moderadamente dúctil podemos atribuirle a su poca aptitud para resistir los efectos de los esfuerzos tangenciales, los que al producir una disminución en sus secciones en una zona de la longitud calibrada (estricción), hace que el estado de tensión simple y homogéneo se transforme, por un efecto similar al de una entalla, en un estado triple y heterogéneo, o en otras palabras, que además de la tensión aplicada se generen tensiones transversales, también de tracción, con efectos máximos en el eje de la probeta, figura 2.16.

El estado de tensión triple, que tiene lugar al comenzar la estricción, hace que el esfuerzo tangencial disminuya y no alcance a su valor crítico, por lo que al reducirse la deformación resulta posible aumentar la tensión aplicada que provoca la fractura antes de que se restaure el efecto del máximo deslizamiento, o aquella tensión normal capaz de vencer la cohesión entre los cristales, comenzando la rotura en puntos coincidentes con el eje longitudinal del material.

La forma de la fractura en estos casos es la denominada de *cráter o copa y cono*, figura 2.17a, que se caracteriza por presentar dos zonas netamente diferenciables: el núcleo típico de arrancamiento, similar a la que se produce en los metales frágiles, con aspecto granular brillante y bordes de aproximadamente a 45° , por deslizamiento, de aspecto fibroso mate.

La rotura de la fundición se produce, exclusivamente por decohesión, en planos donde tienen

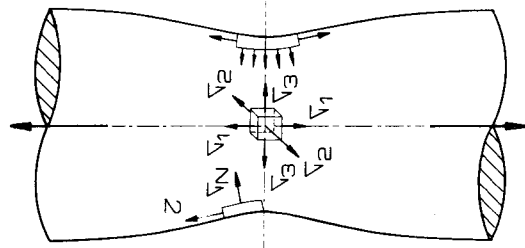


Figura 2.16. Tensiones en tracción.

lugar las máximas tensiones normales, tal como se indica en la figura 2.17b, presentando grano relativamente grueso gris brillante.

En los aceros, a medida que aumenta su resistencia, va disminuyendo la estricción, y la copa o cráter tiende a desaparecer o a presentar ligeras variantes. Así por ejemplo, un acero un poco más resistente y menos dúctil que el de la figura 2.19, presenta características similares con núcleo incrementado y en algunos casos con bordes fragmentados en las secciones de fractura.

Los aceros muy resistentes rompen en secciones transversales con estructura sedosa y pequeñas rebabas periféricas, y cuando son resistentes y con relativa tenacidad, la superficie de rotura indica nervaduras radiales y pequeñas rebabas.

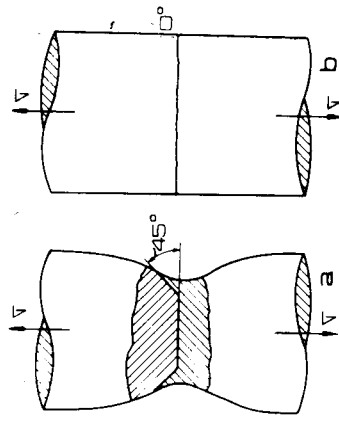
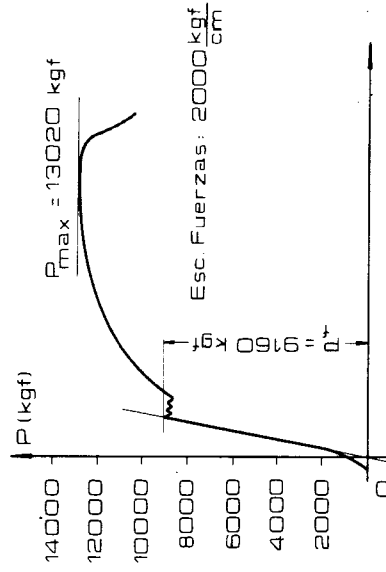


Figura 2.17. Roturas en metales: a) aceros dúctiles, b) frágiles.

2.11. TRACCIÓN DE ACERO AL CARBONO (referencia página 470)

Material: Laminado en caliente* **Probeta:** A 20 x 200 DIN 50125



Máquina Universal Amsler de 80 tf - Laboratorio Otto Krause

Figura 2.18. Tracción de acero dúctil (sin empleo de extensómetros)

* Según Ludwik, la temperatura de laminado en caliente de aceros de bajo y medio carbono está dada por la siguiente expresión:

$$\frac{\text{Temperatura de laminado}}{\text{Temperatura de fusión}} \geq 0,6$$

El gráfico obtenido directamente de la máquina no registra, en escala 1:1, las verdaderas deformaciones que producen en el material las cargas de tracción que le son aplicadas, sino que fundamentalmente está afectado por el resbalamiento que experimenta la probeta al ser tomado en las mordazas para su sujeción.

Es debido al resbalamiento que el diagrama se inicia con una pequeña curva antes de empalmar con la recta del periodo proporcional (Hooke) y registra una deformación al límite elástico incompatible con los valores que corresponde a los aceros, que como ya hemos indicado resultan muy pequeños.

Para determinar las verdaderas deformaciones del periodo elástico se requiere el empleo de extensómetros, que pueden llegar a ampliaciones del orden 1:2000.

El diagrama obtenido, aun sin empleo de extensómetros, indica las características que le son típicas a los aceros dúctiles o sea aquellos de bajo porcentaje de carbono y consecuentemente de baja resistencia entre las aleaciones del hierro, estas características se traducen en un periodo inicial recto, fluencia casi horizontal, gran alargamiento plástico u homogéneo en todo el material y marcada estricción.

Fractura



Figura 2.19. Fractura de acero dúctil.

Como se observa en la figura la fractura se produce con importante estricción, presentando transversalmente la forma de "copa y cono", que le es característica a los aceros dúctiles y semidúctiles, y en la que pueden distinguirse netamente una zona central, más oscura, de rotura propiamente dicha y bordes a aproximadamente 45° por la acción del resbalamiento que producen las tensiones tangenciales críticas.

Este tipo de fractura, que en su núcleo presenta las características de metal frágil, se debe analizar considerando que al comenzar la estricción se produce un efecto similar al de entalla.

Valores de ensayo. Los que definen las propiedades mecánicas resultan:

$$P_f = 9.160 \text{ kgf} = 89,7 \text{ kN} \quad - \quad P_{\text{máx}} = 13.020 \text{ kgf} = 127,6 \text{ kN}$$

$$d = 11,9 \text{ mm} \quad \ell = 256 \text{ mm}$$

$$\text{Resistencia: } \sigma_f = 29 \frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} = 284,2 \text{ MPa} \quad - \quad \sigma_{ET} = 41,5 \frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} = 406,7 \text{ MPa}$$

$$\text{Deformabilidad: } \delta_{\%10} = 28 \% \quad \psi \% = 64 \%$$

Propiedades equivalentes a un SAE 1015 LC (laminado en caliente).

El ensayo que a continuación indicamos sobre un acero similar al SAE 1015 LC tiene por objeto hacer notar las diferencias en los diagramas cuando se emplean máquinas con registros electrónicos X - Y (celdas de cargas y extensómetro eléctrico).

Gráfico obtenido

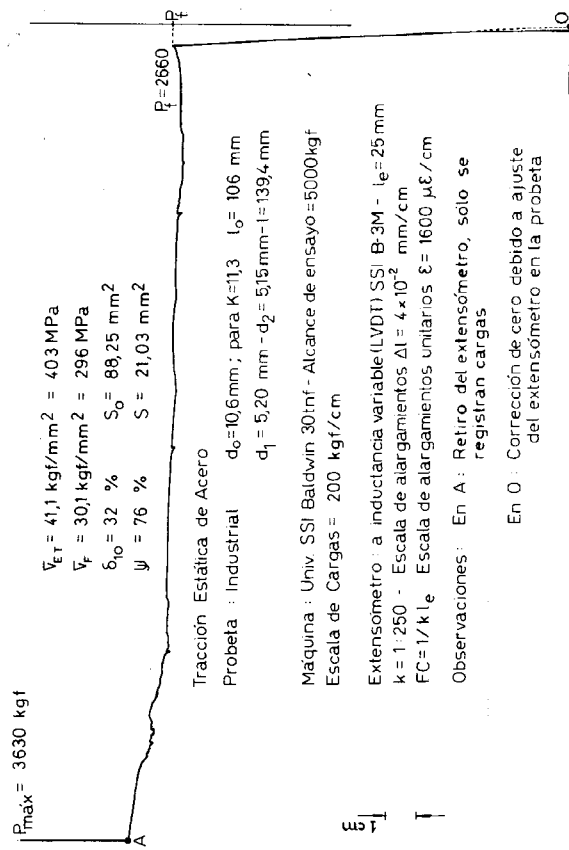


Figura 2.19b. Tracción de acero dúctil con empleo de extensómetro. Máquina Baldwin 30 tf. Laboratorio Otto Krause.

La rotura, figura 2.20.b, se produce sin estricción, al llegar a la carga máxima y según un plano normal al eje de la probeta, lo que nos indica fractura típica de arrancamiento por efecto de las tensiones normales aplicadas. Dicha fractura se presenta visualmente sin fisuras, de color gris característico y de grano grueso.

2.13. TRACCIÓN DE FUNDICIÓN ESFEROIDAL (referencia página 494)

Como variante del ensayo de fundición gris y con el objeto de ampliar el conocimiento sobre los metales, creemos oportuno realizar ensayos de fundición esferoidal, llamada también nodular o hierro dúctil, que puede presentar según sus estados muy variadas propiedades mecánicas.

En los capítulos siguientes y para distintos esfuerzos emplearemos los mismos materiales, cedidos muy gentilmente por los ex Talleres Metalúrgicos San Martín (TAMET).

Composición química

Carbono total:	3,28 %	Si	=	2,060 %
Carbono gráfico:	2,90 %	Mn	=	0,450 %
Carbono combinado:	0,38 %	P	=	0,040 %
Carbono equivalente:	3,96 %	S	=	0,016 %
Eutéctico aproximado:	4,30 %	Ni	=	1,740 %

Tratamiento

Probeta N° 1: Fundida (horno de inducción de baja frecuencia) en estado natural ("as-cast").

Probeta N° 2: Recocida; temperatura 900 °C, enfriada en el horno.

Probeta N° 3: Normalizada y revenida; temperatura 900 y 400 °C. Enfriada al aire, para normalizado y en horno hasta 200 °C, luego al aire, para el revenido.

Probeta N° 4: Templada y revenida; temperaturas 900 y 400 °C. Enfriada en aceite agitado y violentamente para el templado y en horno hasta 200 °C y luego al aire para el revenido.

A los aceros al carbono con 0,10 a 0,60 % de carbono se los clasifica genéricamente como "aceros de construcción" y se los utiliza en construcciones civiles, piezas de máquinas, bulonería, en la fabricación de tornillos, ejes, etc.

2.12. TRACCIÓN DE FUNDICIÓN GRIS (referencia página 491)

Probeta: ASTM A48: tipo B. Carbono: 3,125 %

$$d_0 = 0,750'' ; S_0 = 284,8 \text{ mm}^2$$

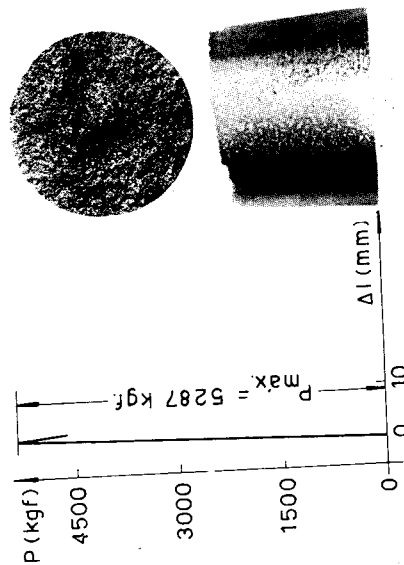
Valores de ensayo y gráfico obtenido

El gráfico indicado en la figura 2.20 a se obtuvo directamente de la máquina de ensayos, la que estaba provista del accesorio especial de amarre para probetas roscadas.

En las fundiciones grises, las normas fijan como valor de ensayo el que corresponde a la carga máxima: $P_{\text{máx}} = 5.287 \text{ kgf} = 51,8 \text{ kN}$ y la Resistencia Estática a la Tracción:

$$\sigma_{\text{ET}} = 18,5 \frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} = 179,3 \text{ MPa}$$

Superficie de fractura



Máquina Universal Riehle 30 tf – Lab. del Comando en Jefe de la Armada.

Figura 2.20. Tracción estática de fundición gris.

Diagramas de ensayos

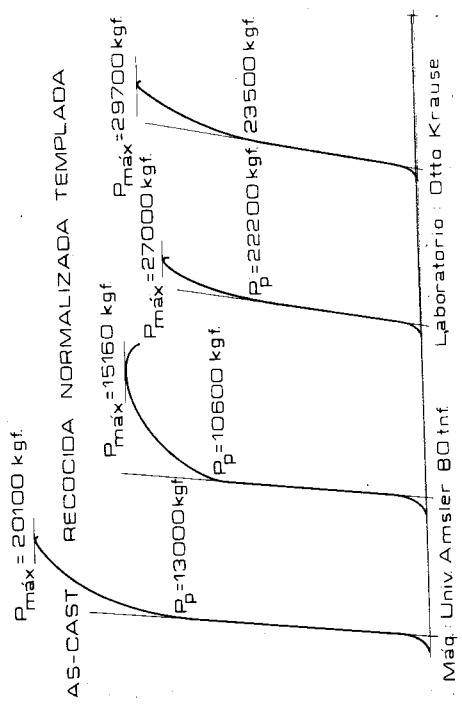


Figura 2.21. Tracción estática de fundición esférica. Diagramas obtenidos sin el empleo de extensómetro.

Los gráficos indicados en la figura 2.21. fueron obtenidos en el registrador de la máquina de ensayo, sin empleo de extensómetro, utilizando distintas escalas de cargas para obtener, según las resistencias de los materiales, diagramas más amplios que faciliten fijar con mayor exactitud sus puntos característicos.

Valores de ensayos

Probetas A 20 x 200 - DIN 50125

Probeta N°	σ_p (kgf/mm ²)	σ_{ET} (kgf/mm ²)	$\delta\%$ ₁₀	$\psi\%$
1	41,4	64,0	7,0	3,8
2	33,7	48,2	15,5	13,5
3	70,8	85,9	2,5	1,9
4	74,8	94,0	1,5	1,2

Los valores de ensayos corresponden al trabajo presentado por el Ing. Antonio González Arias en coparticipación con el Ing. Luis A. Retaroli, en las II Jornadas Metalúrgicas Argentinas, organizadas por el SAM (Sociedad Argentina de Metales), en la Sociedad Científica Argentina, bajo el título *Propiedades Mecánicas de Fundiciones Esféricas*.

2.14. TRACCIÓN ESTÁTICA DE ACERO DE DUREZA NATURAL Y CONFORMADO Y ENDURECIDO

Es nuestra intención verificar las variaciones en las propiedades mecánicas en los aceros cuando se los somete a un proceso de deformación plástica o permanente en frío, para generar el efecto denominado "Fenómeno de Endurecimiento Mecánico". Es decir comprobar que en aceros que presentan iguales análisis cuali-cuantitativos sus propiedades de resistencia y deformabilidad pueden modificarse.

Un ejemplo ilustrativo de este tratamiento mecánico nos lo da, en construcciones civiles, el empleo de barras de acero a utilizar en hormigón armado, que hayan sido sometidas a un proceso de torsionado, para obtener un aumento en los valores del límite elástico y resistencia estática sin variar su módulo de elasticidad longitudinal.

Los ensayos que se indican a continuación corresponden a tracciones realizadas utilizando una barra de construcción lisa y sin tratar (ADN) y otra con igual contenido de carbono, conformada laminada en caliente, con nervios longitudinales en generatrices opuestas y retorcida hasta alcanzar una determinada deformación plástica (ADM).

Para el cálculo de las propiedades mecánicas de las barras conformadas deben considerarse las nervaduras, que pueden presentar variadas formas, que al modificar sus periferias impide obtener un sólo diámetro inicial de las secciones transversales, motivo por el cual el que se considera para los cálculos será el denominado "diámetro equivalente" - d_e , que resulta el que tendría una barra de sección circular lisa que presente igual peso por unidad de longitud que la barra conformada. Considerando al peso específico del acero igual a 7,85 kgf/dm³, se tiene:

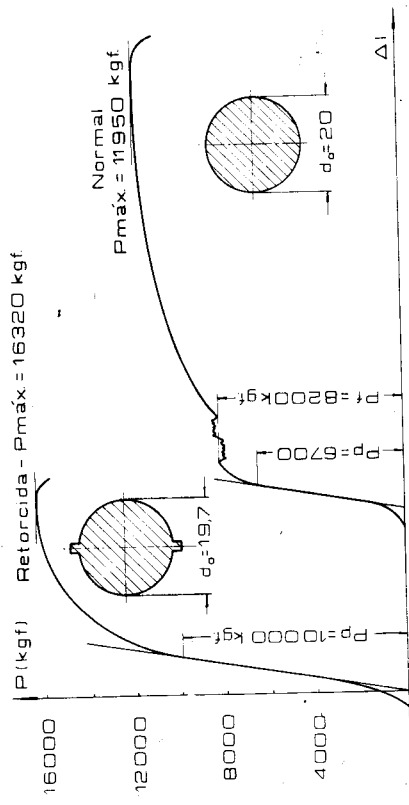
$$d_e \text{ (mm)} = 12,74 \sqrt{\frac{P \text{ (grf)}}{\ell \text{ (mm)}}} \text{ y la sección } S_e \text{ (cm}^2\text{)} = 1,274 \frac{P \text{ (grf)}}{\ell \text{ (mm)}}$$

Los nervios que presentan los aceros a utilizar para la elaboración del hormigón armado (H^ºA^º) tienen por única finalidad el permitir una mayor adherencia entre el metal y sus componentes, al servir de anclaje de éstos y aumentar el perímetro de la barra.

Probetas

LISA SIN RETORCER:	antes:	$S_0 = 314 \text{ mm}^2$	$\ell_0 = 200 \text{ mm}$
	después:	$S = 95 \text{ mm}^2$	$\ell = 257 \text{ mm}$
RETORCIDA:	antes:	$S_e = 304 \text{ mm}^2$	$\ell_0 = 200 \text{ mm}$
	después:	—	$\ell = 221 \text{ mm}$

Gráficos obtenidos



Máquina Universal Amsler de 80 tf - Laboratorio Otto Krause.

Figura 2.22. Tracción de ADN y endurecido por deformación

El gráfico de la barra lisa se presenta con los puntos y zonas típicas de los aceros dúctiles y el de la torsionada sin límite de fluencia, con mayor carga máxima y de proporcionalidad, con rotura menos dúctil.

La forma del diagrama de la barra retorcida nos permite deducir que en los aceros al carbono el desplazamiento cristalográfico producido por la deformación plástica a que fue sometido el material, que origina el fenómeno de acritud, pierde parte de su efecto al pasar la carga máxima, debido a la acción de las tensiones tangenciales críticas, componentes de la tensión aplicada, obteniéndose una estricción sólo ligeramente inferior a la de la probeta sin tratar.

La reducción del alargamiento y la falta del periodo de fluencia, que hace presumir que se está en presencia de un acero resistente, debe compatibilizarse con la estricción que toma un valor más próximo al de los aceros semidúctiles, a fin de poder diagnosticar de la simple observación del gráfico, que el material resulta, a partir de su estado original, endurecido por deformación.

Valores de ensayo

	σ_p (MPa)	σ_r (MPa)	σ_{ET} (MPa)	$\delta_{0.10}$
Barra lisa	206	255	372	28
Acero endurecido .	312	---	517	15

Superficies de fracturas

Las fracturas, figura 2.23., son del tipo de copa y cono clásica de los

aceros dúctiles, con bordes discontinuos en la probeta más resistente.



Figura 2.23. Fracturas, acero torsionado y sin tratar.

2.15. ENSAYOS A DISTINTAS TEMPERATURAS

El gran empleo de los metales y aleaciones a temperaturas muy inferiores o superiores a las normales, que varían fundamentalmente sus propiedades mecánicas, hace necesario ampliar el conocimiento de los mismos bajo estas condiciones, las que si bien se comprueban generalmente en ensayos de choque y de deformaciones en el tiempo (creep), suelen también determinarse en los comunes de tracción, adaptando a las máquinas dispositivos especiales.

En la figura 2.24 a se observa, sobre gráficos de un acero perlítico (0,86 % C), según Zency y Hollomon, que a medida que la temperatura decrece para valores inferiores a 0°C, el material se torna más resistente y menos dúctil. No ocurre lo mismo para temperaturas superiores a las del ambiente, en cuyo caso es posible constatar en la figura 2.24 b según la Westinghouse Electrical de Pittsburgh (USA), en ensayos realizados sobre un acero de 0,37 % C, que la resistencia disminuye hasta los 100°C, para aumentar y alcanzar su valor máximo entre 250 y 300° C, decreciendo luego rápidamente a mayores temperaturas.

Para la zona donde se obtienen las más altas tensiones, el material presenta su máxima fragilidad, o sea que el alargamiento de rotura y la estricción se hacen mínimos, datos éstos de gran importancia para evitar fracturas imprevistas en aquéllos que pertenecen a mecanismos que trabajan en esas condiciones.

El módulo de elasticidad y las tensiones de proporcionalidad y fluencia, decrecen al aumentar la temperatura.

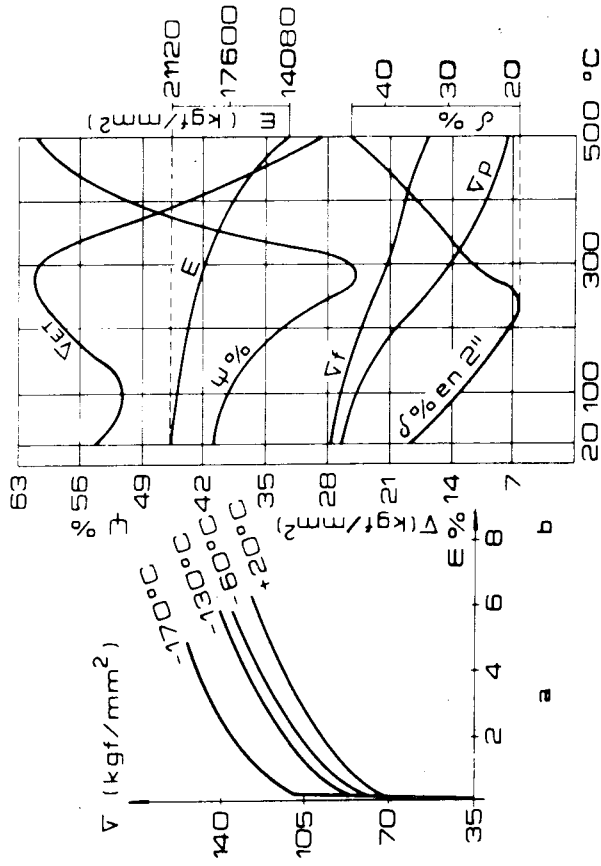


Figura 2.24. Variaciones de las propiedades mecánicas de los aceros con la temperatura.

Habiéndose comprobado que las propiedades mecánicas de los metales y aleaciones sometidos a temperaturas elevadas varían fundamentalmente con el tiempo de ensayo, se debe fijar a los efectos comparativos un incremento de la tensión no mayor de 0,5 kgf/mm² por segundo.

La determinación de la resistencia en caliente no resulta de gran importancia por no disponerse de estudios que permitan comparar las variaciones en función del tiempo de carga, por lo que es el límite de fluencia el que fija la característica para clasificar al material sometido a temperaturas superiores a las del ambiente, a condición que no se excedan los 350° C para aceros al carbono y los 450° C para otros metales (DIN 50.112). En los aceros al carbono el incremento de temperatura hace que el límite de fluencia disminuya en mayor medida que la resistencia estática a la tracción, en iguales variaciones.

Para los metales y aleaciones distintas del hierro, la resistencia disminuye continuamente con la elevación de la temperatura de ensayo.

Las fotografías y valores de la figura 2.26, que corresponden a ensayos realizados por Bach y Baumann sobre acero fundido, certifican lo expuesto y muestran además el efecto de la variación de temperatura sobre el material ensayado

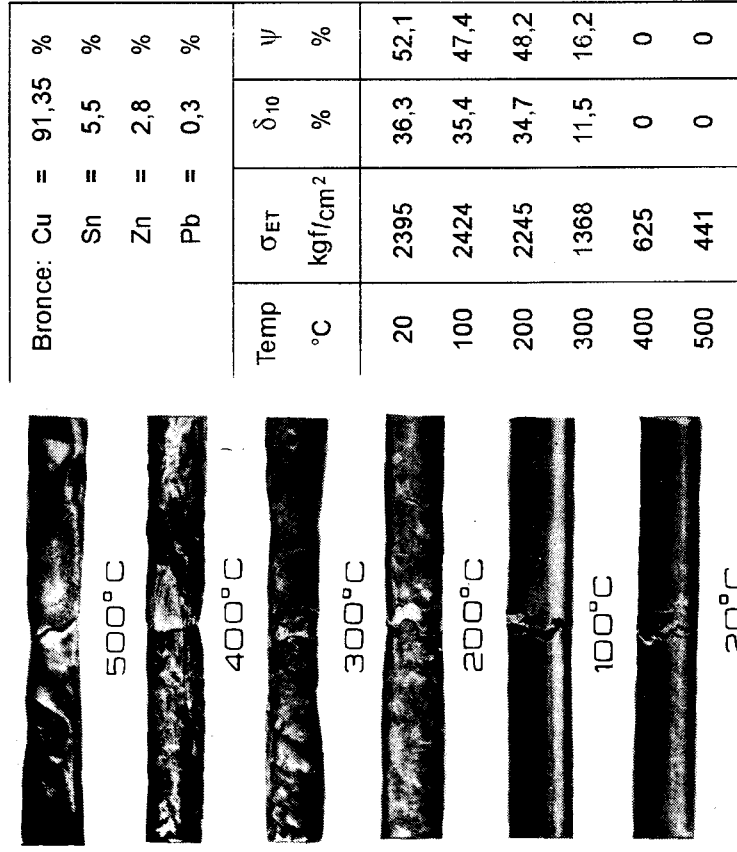


Figura 2.25. Bronce. Variación de las propiedades mecánicas con la temperatura.

Por otra parte, se ha podido comprobar, mediante la comparación de los resultados de distintos ensayos realizados sobre probetas de aceros fundidos, de igual composición cualitativa (iguales componentes) pero en distintas proporciones (C = 0,20 %, Mn = 0,82 %, Si = 0,11 %, C = 0,19 %, Mn = 0,32 %, Si = 0,19 %), que la influencia de las temperaturas sobre sus propiedades mecánicas no guardan relación alguna, de manera que el menos resistente a la temperatura ambiente puede requerir o no, mayor carga por unidad de sección para romper a temperaturas más elevadas.

En lo referente a metales distintos del acero, la figura 2.25 muestra las modificaciones estructurales y de los valores de ensayo con la temperatura, de

un mismo tipo de bronce.

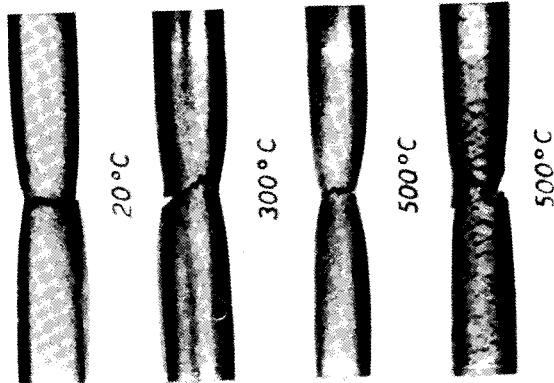


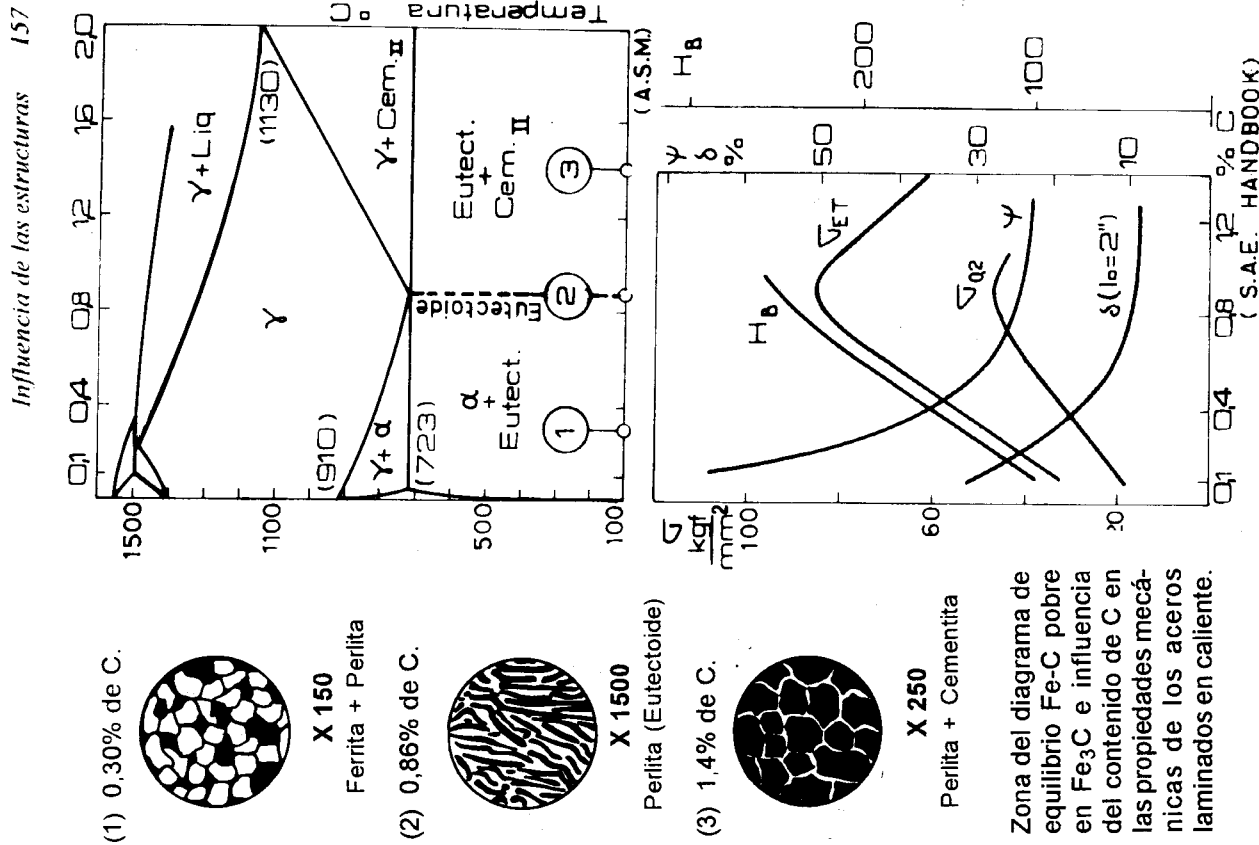
Figura 2.26. Acero fundido: Variación de las propiedades mecánicas con la temperatura.

2.16. INFLUENCIA DE LA ESTRUCTURA Y COMPOSICION DE LOS METALES EN SU RESISTENCIA

El estudio de las estructuras de los metales tiene gran importancia, pues de ellas es posible deducir no sólo la naturaleza de los mismos sino que también sus características mecánicas.

Cuanto más pequeños son los granos o cristales de un metal, o en otras palabras, cuanto más fina es su estructura, mayor será su dureza y resistencia, disminuyendo éstas a medida que aumenta el tamaño de los mismos, a su vez la mayor homogeneidad de los granos favorece a las propiedades mecánicas del material.

En las aleaciones metálicas las propiedades mecánicas pueden presentar valores muy dispares con sólo cambiar el porcentaje de uno de sus componentes a una determinada temperatura. En las figuras 2.27 y 2.28 hemos representado los diagramas de equilibrio hierro-carbono y cobre-cinc (latones) y las curvas de variación de las propiedades de resistencia y deformabilidad por tracción estática, a temperatura ambiente, incluyendo la dureza Brinell (H_B) para cada caso.



2.17. ENERGÍA DE DEFORMACIÓN

En ensayos de rutina, industriales, por regla general no se extraen los diagramas, pues sólo interesa el valor de la carga máxima y la deformación del material, medida sobre la probeta, para calcular su resistencia y alargamiento unitario de rotura, y en otros, cuando se utilizan extensómetros se determina únicamente la tensión al límite convencional y circunstancialmente, el módulo de elasticidad del material.

En cambio, en ensayos donde se pretende realizar un estudio más completo, resulta imprescindible la obtención del diagrama mediante el empleo de extensómetros registradores o registradores electrónicos, que no sólo permiten deducir los valores anteriores sino que, además, la cantidad de energía que puede absorber el material sin que subsistan en él deformaciones permanentes, y su *tenacidad* o cantidad de energía necesaria para producir su rotura, que representa una medida de su capacidad para resistir importantes fluctuaciones de las cargas.

La tenacidad se calcula en base al trabajo absorbido por el metal hasta la carga máxima y será mayor para aquellos que presenten gran deformación bajo cargas elevadas, o sea que depende de su ductilidad y resistencia.

Al trabajo total, que queda determinado por la superficie encerrada por el diagrama hasta la carga máxima y el eje de los alargamientos, se lo refiere a la unidad de volumen de la probeta entre marcas de referencia, obteniéndose lo que se denomina *Capacidad de trabajo de deformación o Módulo de tenacidad* ($\text{kgfmm} / \text{mm}^3$), figura 2.29a.

La superficie que corresponde al período de estricción no se considera, pues el trabajo desarrollado en él se localiza en una zona limitada de la probeta en la que se produce la rotura. transformándose, además, gran parte del mismo en calor.

Sin embargo, a los efectos comparativos y siempre que se ensayen probetas iguales o proporcionales, se puede adoptar como módulo de tenacidad al cociente del área encerrada entre la curva de ensayo, referida a $P - \Delta \ell$, y el eje de abscisas con el volumen de la probeta V_0 , correspondiente a la longitud del extensómetro ℓ_e , considerando que el registro de deformación corresponde a este alcance, o bien directamente el área del gráfico cuando se refieren sus valores a $\sigma - \epsilon$.

La deducción de las fórmulas para el cálculo, que verifican lo expuesto, parte de considerar el trabajo elemental realizado para producir un alargamiento

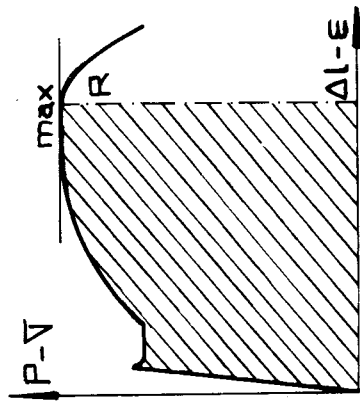


Figura 2.29a. Capacidad de trabajo de deformación

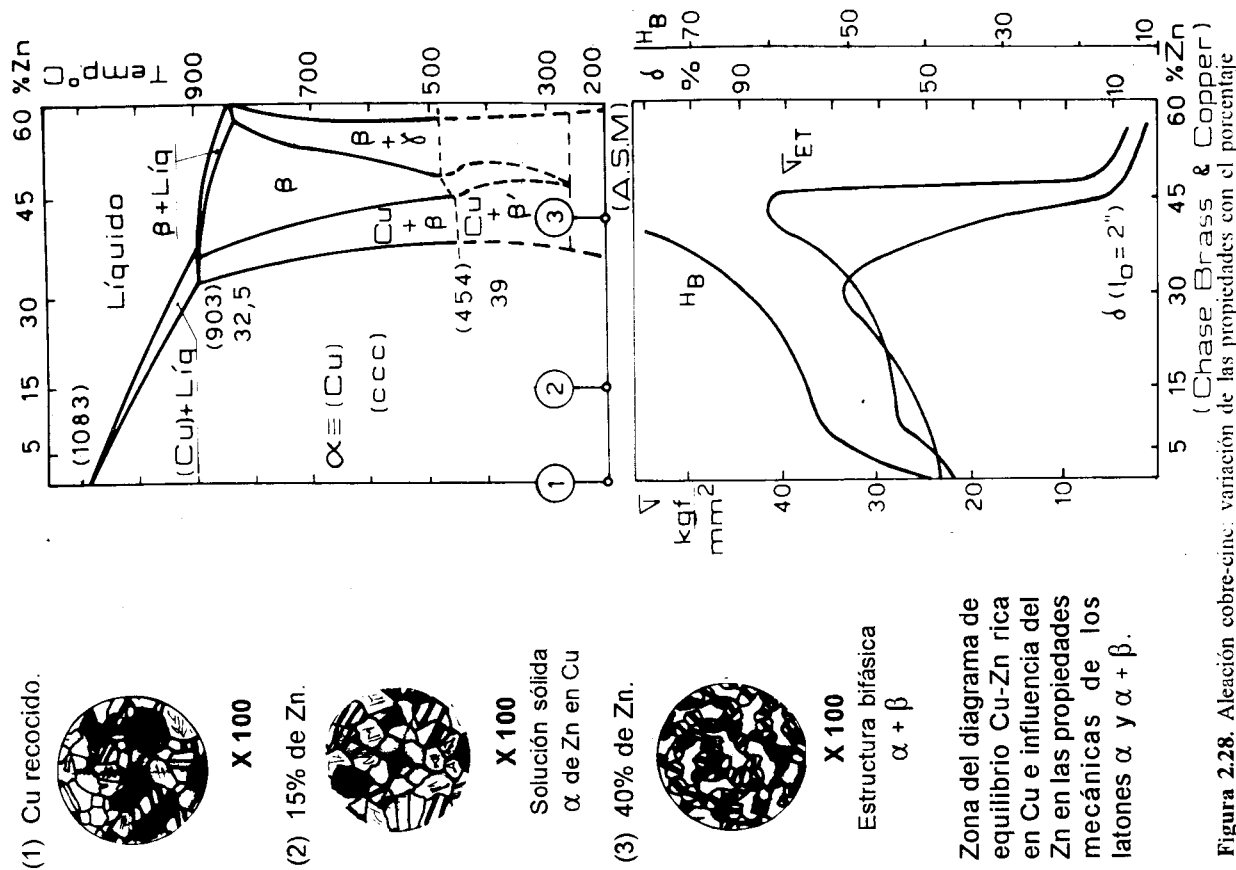


Figura 2.28. Aleación cobre-cinc: variación de las propiedades con el porcentaje de cinc.

diferencial, por lo que:

$$dA = P \cdot d\Delta\ell$$

la sumatoria o integral de estos trabajos elementales constituye el trabajo total para la deformación $\Delta\ell$, el que, referido a la unidad de volumen de la probeta nos da la capacidad de trabajo de deformación o módulo de tenacidad.

$$\text{Trabajo total} = A = \int_0^{\Delta\ell} P \times d\Delta\ell = \text{Sup. diagrama } P - \Delta\ell \times \text{Escala}$$

$$\text{Energía de deformación} = Ad = \frac{A}{V_0}$$

Para independizar el cálculo de las dimensiones de la probeta, se considera el trabajo por unidad de sección y longitud, o sea, en función de la tensión y deformación unitaria.

Si $P = \sigma \times S_0$ y $d\Delta\ell = d\varepsilon \times \ell_0$ reemplazando en la fórmula que nos da el trabajo total y considerando los límites de integración, tenemos:

$$A = \int_0^{\varepsilon} \sigma \times S_0 \times \ell_0 \times d\varepsilon = S_0 \times \ell_0 \int_0^{\varepsilon} \sigma \times d\varepsilon$$

en donde $S_0 \times \ell_0$ es el volumen V_0 y $\int_0^{\varepsilon} \sigma \times d\varepsilon$ la superficie del diagrama $\sigma - \varepsilon$

$$A = V_0 \cdot \text{Sup. diagrama } \sigma - \varepsilon \cdot \text{Escala}$$

$$A = \text{cm}^3 \cdot \text{cm}^2 \cdot \frac{\text{kgf/cm}^2}{\text{cm}} \cdot \frac{\text{cm/cm}}{\text{cm}} = \text{kgfcm o J}$$

Como el trabajo debe referirse a la unidad de volumen, tenemos:

$$Ad = \frac{V_0 \cdot \text{Sup. diagrama}}{V_0} = \text{Sup. diagrama } \sigma - \varepsilon \cdot \text{Escala}$$

fórmula que nos dice que la capacidad de trabajo de deformación está dada por la superficie encerrada por el diagrama $\sigma - \varepsilon$, la cual para los aceros toma valores que oscilan entre 9 y 2 kgfmm/mm³.

Considerando que por definición la tenacidad es la propiedad de resistir choques, el ensayo de tracción estática sólo da una medida aproximada, más bien comparativa, del comportamiento que podría presentar el metal bajo cargas de impacto, debido a que su cálculo se realiza en base al área del diagrama, el que, como vimos, podrá variar con la velocidad de aplicación de la carga, al modificarse las tensiones y el alargamiento unitario, de los cuales surge la capacidad de trabajo.

Si se considera la superficie del diagrama hasta el límite de proporcionalidad, se obtiene la energía elástica potencial almacenada en la probeta, la que es devuelta por ésta al cesar el esfuerzo (Resiliencia).

Este trabajo, que nos indica la menor o mayor facilidad que posee el material para amortiguar cargas de choques imprevistas, es especial cuando en servicio se excede el límite elástico del material.

Capacidad de trabajo de deformación elástica (A_p)

$$\text{Diagrama } P - \Delta\ell \therefore A_p = \frac{P_p \times \Delta\ell_p}{2 V_0} \cdot \text{Escala}$$

$$\text{Diagrama } \sigma - \varepsilon \therefore A_p = \frac{\sigma_p \times \varepsilon_p}{2} \cdot \text{Escala}$$

Considerando conocido el módulo de elasticidad longitudinal, tenemos:

$$A_p = \frac{\sigma_p^2}{2E} \times \text{Escala}$$

En la nomenclatura técnica, la capacidad de trabajo elástico suele denominarse "módulo de resiliencia" o "resiliencia de prueba".

De la comparación entre el concepto de resiliencia y tenacidad surge el hecho, de gran importancia práctica, así para emplear un metal bajo cargas de impacto que no pasen de su período elástico (amortiguadores, clásicos, etc.), es conveniente escoger aquel de mayor límite de proporcionalidad, como podría ser un acero resistente; en cambio en aquellos casos en que es necesario atenuar los efectos de esfuerzos locales excesivos o imprevistos, el metal debe poseer buena capacidad de trabajo, por lo que debe recurrirse a un acero menos resistente pero con mucha deformación o, lo que es lo mismo, de mayor energía de rotura, tal como queda evidenciado en la figura 2.2b.

Además en construcciones civiles el conocimiento de la capacidad de trabajo de deformación es de gran utilidad, pues la capacidad de trabajo plástico puede atenuar los efectos de un posible esfuerzo local excesivo en la estructura.

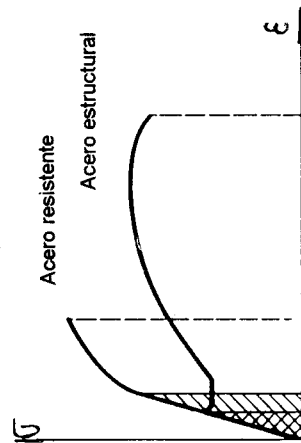


Figura 2.2b. Variación de los módulos de energía en aceros SAE 1010 y resistente.

2.18. MÓDULO DE ELASTICIDAD LONGITUDINAL

En el capítulo de Generalidades se ha abundado en detalles con respecto a la importancia que puedan tener las denominadas constantes elásticas, tales como el módulo longitudinal, módulo transversal, coeficiente de Poisson y el menos empleado módulo volumétrico.

El período inicial recto que presentan los metales de cierta capacidad elástica, satisface a la expresión matemática de Hooke, en base a la cual se determina el *módulo longitudinal* o *módulo de Young* (Tomás Young - 1802 - *Módulo de rigidez*).

$$\epsilon = \alpha \times \sigma \quad \text{si} \quad E = \frac{1}{\epsilon} \quad \therefore \quad \epsilon = \frac{\sigma}{E}$$

$$\text{y el módulo de elasticidad longitudinal resulta: } E = \frac{\sigma}{\epsilon} = \frac{P}{\epsilon} \frac{\ell_0}{S_0} \frac{1}{\Delta \ell}$$

en la cual las variables para el cálculo resultan la carga, posible de determinar en el cuadrante de la máquina de ensayo, y el alargamiento, que debe registrarse con apreciaciones de por lo menos 0,01 mm, lo que impone el empleo de medidores de deformación o extensómetros.

Ya veremos, al estudiar extensómetros, que entre sus muy variadas formas se encuentran los registradores electrónicos, denominados así por permitir obtener directamente sobre la máquina de ensayo un diagrama en el que las deformaciones corresponden a la longitud entre marcas, en cuyo caso el módulo resulta igual a la tangente del ángulo que forma la recta inicial con el eje de las abscisas del gráfico $\sigma - \epsilon$.

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} = \text{tg } \varphi \times \frac{\text{escala de tensiones}}{\text{escala de alarg. unitarios}}$$

Siendo el módulo función de las fuerzas interatómicas, dependerá casi exclusivamente de la red cristalina del metal, por lo que para una determinada estructura su valor resulta prácticamente invariable, no disponiéndose de métodos que puedan modificarlo. Sin embargo, puede disminuir ligeramente por tratamientos o deformación en frío, que alteren el estado interno de tensión; el mismo efecto se obtendrá con el aumento de la temperatura.

Las variaciones en la composición química de los metales permiten obtener distintos valores promedios del módulo de elasticidad longitudinal, es así que el aluminio presenta, a temperatura ambiente, un módulo $E = 7.170 \text{ kgf/mm}^2$; el cobre: 12.480 kgf/mm^2 ; el níquel: 20.530 kgf/mm^2 y el hierro: 21.000 kgf/mm^2 .

2.18.1 COEFICIENTE DE POISSON

Además de los módulos elásticos se puede determinar por tracción una cuarta constante conocida con el nombre de *coeficiente de Poisson* (S. D. Poisson - 1815), dado por la relación entre el acortamiento transversal y el alargamiento longitudinal que se produce por efectos de cargas normales de sentidos opuestos, figura 2.30.

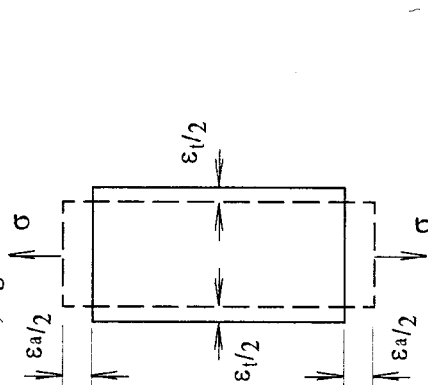


Figura 2.30. Alargamiento y acortamiento transversal por tracción.

$$\text{Coeficiente de Poisson: } \mu = - \frac{\epsilon_t}{\epsilon_l}$$

La relación de Poisson para el período elástico toma valores variables entre 0,25 y 0,35 para la gran mayoría de los metales y para su determinación, al igual que para el caso del módulo elástico, se requiere el empleo de extensómetros.

2.19. EFECTOS FRAGILIZANTES

La falla por fragilidad resulta, como vimos, ocasionada por diversos factores que, actuando juntos o separadamente, modifican las características mecánicas de los metales.

De los muy variados estudios realizados pudo comprobarse que tres son las causas más importantes de aquellas variaciones: la variación de la velocidad de la deformación producida por la rapidez en la aplicación de la carga, la aparición de estados complejos de tensiones generados por el "efecto de forma", y las bajas temperaturas que disminuyen la tenacidad de los metales.

Estos efectos que se producen en los metales sometidos a cualquier tipo de esfuerzo, tienen singular importancia cuando se aplican cargas dinámicas, como veremos en los capítulos 8 y 9 de Impacto y Fatiga respectivamente.

2.19.1 VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN

Si las cargas se aplican muy rápidamente no podrán ser analizadas de la misma manera que en los ensayos que pueden clasificarse como estáticos, aquellas deben considerarse como ondas de tensión que al propagarse en el volumen de la probeta, generarán deformaciones que si bien se desarrollan en forma similar a las que producen las cargas aplicadas lentamente, su propagación y acumulación serán función de la velocidad de variación de la amplitud de la tensión.

El análisis teórico del proceso exige evaluar el fenómeno de propagación de las ondas, la relación $\sigma - \epsilon$ y el mecanismo de generación y ampliación de las grietas de deformación.

Desde el punto de vista experimental, la figura 2.30.1, confirma el retraso en la aparición de las deformaciones plásticas, el aumento de la resistencia y de la energía absorbida con el aumento de la velocidad de deformación.

Hacemos notar que este comportamiento es común a todos los metales, no pudiéndose generalizar, sin embargo, la influencia de la velocidad de deformación sobre el alargamiento de rotura ($\delta\%$).

Numerosos ensayos de tracción por choque, con aumento creciente de

la velocidad de impacto, han demostrado la existencia de una velocidad de transición en el comportamiento de los metales (velocidad crítica de rotura), superada la cual la rotura se produce por deformaciones localizadas próximas a la zona de impacto y para deformaciones totales considerablemente inferiores a las velocidades menores que la crítica (efecto fragilizante).

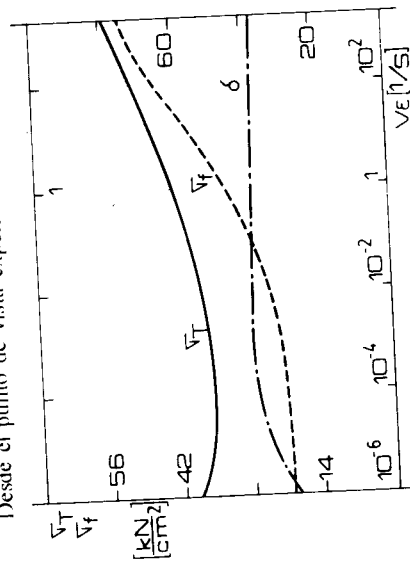
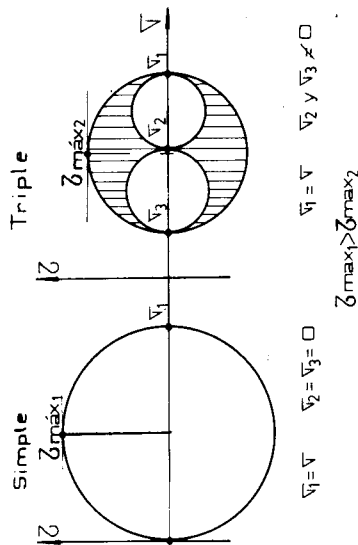


Figura 2.30.1 Influencia de la velocidad de deformación sobre las propiedades mecánicas para el estado de tracción simple.

2.19.2 ESTADO TRIAXIAL DE TENSIONES

Si como hemos visto son las entallas las causantes de la generación de un estado triaxial de tensiones, en el que las tangenciales máximas no alcanzan los valores de las críticas o de aquellas capaces de producir deformaciones, se hace posible un incremento de las tensiones normales que llevan al material, aún a los dúctiles, a fracturas de naturaleza frágil.



La disminución en el valor de las tensiones tangenciales máximas bajo un estado triaxial se pone de manifiesto en los círculos de Mohr.

En ensayos dinámicos de impacto una de las variables que más afecta a la tenacidad del material, además de la velocidad de aplicación de la carga y las bajas temperaturas, resultan las entallas, que convenientemente normalizadas, se efectúan en las probetas para acrecentar las condiciones de fragilidad.

En procesos dinámicos de fatiga son las múltiples microfisuras que presentan las estructuras cristalográficas de los metales, una de las causas de sus fracturas imprevistas bajo determinados valores de las tensiones que le pueden ser aplicadas, cuando se repiten cíclicamente en el tiempo.

En la microfisura se generan concentradores de tensiones, que en el tiempo constituyen muy pequeñas grietas que llevan al material a una fractura frágil sin prácticamente variaciones de sus dimensiones originales.

Por supuesto que el estado triaxial resultará mucho más relevante si el material presenta una entalla u orificio en su geometría.

Mediante el proceso de extensión de las microfisuras que se originan por deslizamiento y maclado, puede entenderse, sin entrar a profundizar las teorías aplicadas, la naturaleza frágil de los metales y aleaciones o de aquellos con escasos sistemas atómicos de deslizamiento.

En éstos la microgrieta se propaga cuando la concentración es capaz de superar la resistencia cohesiva de la estructura atómica, con disminución de la energía de deformación, aunque la fractura frágil va siempre precedida de una muy pequeña deformación plástica.

El proceso de fractura hace que las resistencias reales de los metales se encuentran muy por debajo de las resistencias teóricas de cohesión.

Los ensayos han demostrado la existencia de una muy baja temperatura, por debajo de la cual la resistencia desciende a valores coincidentes con el límite superior de fluencia. El hecho de que el número de granos en que se observan microgrietas de deformación es prácticamente nulo, indica que a temperaturas iguales o menores a la que llamaremos T_{c1} , la tensión normal capaz de propagar las microgrietas es igual a la tangencial necesaria para generarlas, es decir que producida por deformación una microgrieta la misma se propaga casi instantáneamente, originando la rotura por arrancamiento.

Entre las temperaturas T_{c1} y T_{c2} aparece el fenómeno de fluencia con la consiguiente deformación plástica aumentando la tendencia a la generación de las microfisuras, las que sin embargo no se propagan con la misma facilidad que en el caso anterior debido a que los límites de grano se comportan como elementos de contención, produciéndose la fractura por arrancamiento para valores de tensión iguales al límite de fluencia inferior.

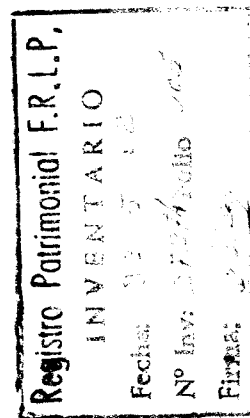
En el intervalo de temperaturas $T_{c2} - T_{c3}$, disminuyen simultáneamente la generación y propagación de las microgrietas al aumentar la tendencia a la deformación plástica, lo que provoca un incremento en la tensión normal capaz de propagarlas y, por consiguiente, de la resistencia del material.

La rotura va precedida de macrodeformaciones plásticas, pequeñas pero medibles, aunque la velocidad de propagación de las grietas es aún lo suficientemente alta como para que la misma siga siendo fundamentalmente por arrancamiento.

Por encima de la temperatura T_{c3} la probabilidad de ocurrencia de la rotura frágil disminuye rápidamente o lo que es lo mismo aumenta la ductilidad hasta alcanzar los valores observados a temperatura ambiente, donde la fractura acontece con los mecanismos y formas ya vistos en el estudio de las sollicitaciones de tracción.

Existe por lo visto una transición dúctil - frágil en el comportamiento del material en función de la temperatura, llamándose temperatura de transición a aquélla en la cual se produce el cambio. Temperaturas de transición próximas a la del ambiente elevan la probabilidad de roturas frágiles en condiciones normales de servicio.

La temperatura de transición es función para un mismo material del estado de tensión, aumentando a medida que disminuye la tensión tangencial máxima para un mismo valor de la tensión principal de tracción. Aclara lo expuesto el análisis de la figura 2.30.2, en donde, para iguales valores de tensión principal σ_1 , la temperatura de transición será mayor para el estado correspondiente a la figura 2.30.2b.



El "gasto" de energía necesaria para vencer a las fuerzas de cohesión atómica lo suministra la energía de deformación elástica, que se libera cuando la grieta se extiende con deformación plástica de su contorno (A.A. Griffith - E. Orowan).

Orowan determinó que a medida que aumenta la longitud de la grieta disminuye el esfuerzo necesario para mantenerla en movimiento, que da como resultado una aceleración en su propagación que puede alcanzar velocidades de hasta 1/3 de las ondas de sonido longitudinales del material.

2.19.3 TEMPERATURA DE TRANSICIÓN

La información obtenida a partir de ensayo de tracción sobre aceros de bajo carbono a distintas temperaturas nos permiten evaluar la incidencia de ésta sobre el tipo de rotura, figura 2.30.3.

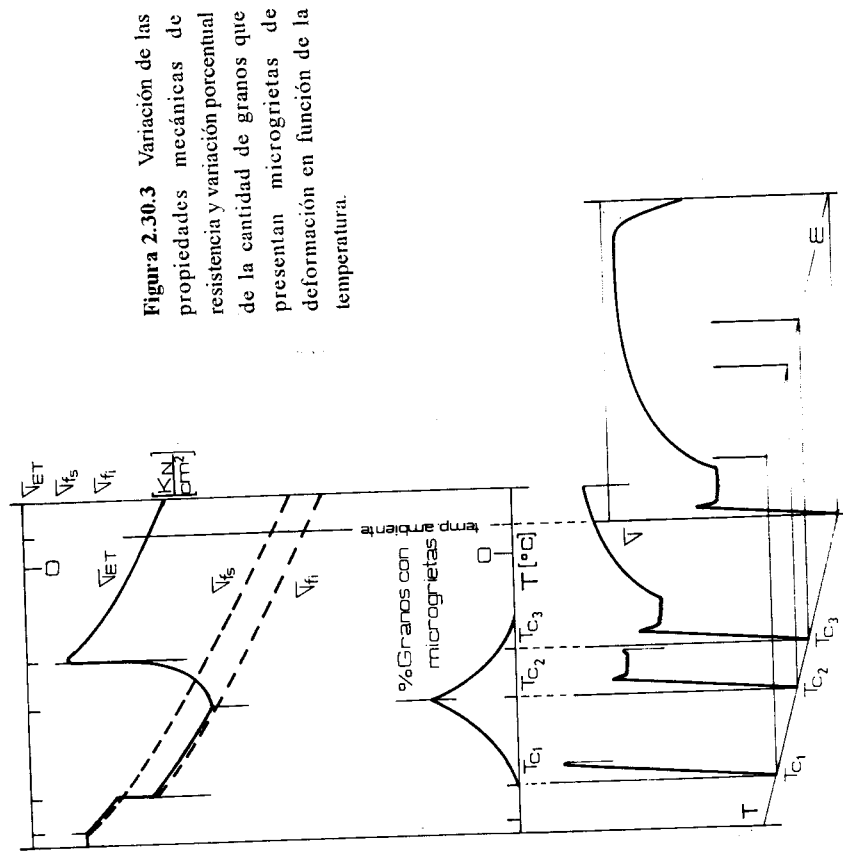


Figura 2.30.3 Variación de las propiedades mecánicas de resistencia y variación porcentual de la cantidad de granos que presentan microgrietas de deformación en función de la temperatura.

EXTENSÓMETROS - MÁQUINAS DE ENSAYOS

2.20. EXTENSÓMETROS

La necesidad de empleo de medidores de deformaciones que registren variaciones del orden del centésimo o milésimo de milímetro en una determinada longitud calibrada, se pone de manifiesto en el cálculo de los límites convencionales, módulo de elasticidad, coeficiente de Poisson y verificación, según algunos métodos, de la exactitud de los dinamómetros de las máquinas de ensayos.

El uso de los calibres de deformaciones excede los límites del laboratorio de ensayos, debiendo emplearse en estructuras u órganos de máquinas sometidos a complejas tensiones, cuando se altera el estado tensional por el "efecto de forma", si se producen variaciones dinámicas de cargas o importantes cambios de temperatura, o sea, en todos aquellos casos en los que puede presuponerse una insuficiencia de las fórmulas de proyecto o de los coeficientes empíricos utilizados.

Si se determinan las deformaciones uni o biaxiales que pueden experimentar los materiales, en base a las fórmulas que nos dan la Resistencia de Materiales y la Teoría de la Elasticidad, se pueden calcular las tensiones principales o máximas, las que en ningún caso deben exceder a las consideradas como admisibles o de trabajo.

Los medidores de deformaciones: extensómetros, compresómetros, deflectómetros, etc., se pueden clasificar, en general, según su principio de funcionamiento en *mecánicos*, *ópticos* y *eléctricos*.

A excepción de determinados calibres de muy poco uso, los extensómetros mecánicos y ópticos, sólo son empleados en materiales sometidos a tensiones estáticas, en cambio los eléctricos en uno de sus tipos (calibres de resistencia óhmica variable), permiten registrar deformaciones bajo las más severas condiciones dinámicas e inclusive a altas y bajas temperaturas y hacen posible el registro automático a distancia.

A los tipos de calibres mencionados podemos agregar los acústicos (R. S. Jerrett - 1944) y neumáticos (H. De Leiris - 1930). Sin embargo, mantenemos la clasificación anterior en virtud de que estos últimos son de muy poco uso en los laboratorios.

2.20.1 EXTENSÓMETROS MECANICOS

Si bien los medidores de deformaciones que llamaremos "ópticos" y "eléctricos" emplean generalmente dispositivos mecánicos auxiliares para su accionamiento, designaremos específicamente como *extensómetros* o *compresómetros mecánicos* a aquellos en que no sólo disponen de palancas o barras para amplificar la deformación del material, sino que además las registran en cuadrantes con escalas de lectura directa o graduados arbitrariamente en un valor preestablecido (constante del calibre), para cada división.

Los primeros intentos de registrar las deformaciones de los materiales sometidos a cargas, datan del año 1850 (P. Barlow) en que se crearon los calibres a palancas, que fueron perfeccionándose hasta convertirse en elementos que por su solidez, facilidad de aplicación y uso resultan indispensables en los laboratorios de ensayos. Algunos de sus tipos son utilizados en experiencias que requieren una alta sensibilidad tales como la determinación de los límites convencionales y módulo longitudinal de elasticidad.

Se emplean para verificar deformaciones en longitudes iniciales entre 5 y 250 mm en los modelos estándar, llegándose a 1000 mm en determinados tipos que utilizan prolongadores al cuerpo del calibre. Presentan apreciaciones que varían entre 0,01 a 0,0003 mm.

Las deformaciones elásticas o plásticas a registrar no deben exceder los límites que requieran las determinaciones a efectuar.

Los extensómetros mecánicos son de uso casi exclusivo para determinaciones bajo cargas estáticas y excepcionalmente se los emplea fuera del laboratorio para el cálculo de tensiones, partiendo de las deformaciones que registran, en calderas, tubos, estructuras, etc.

Los calibres que indicamos a continuación resultan los de mayor uso en los laboratorios de ensayos de materiales.

A) EXTENSOMETRO DE HUGGENBERGER

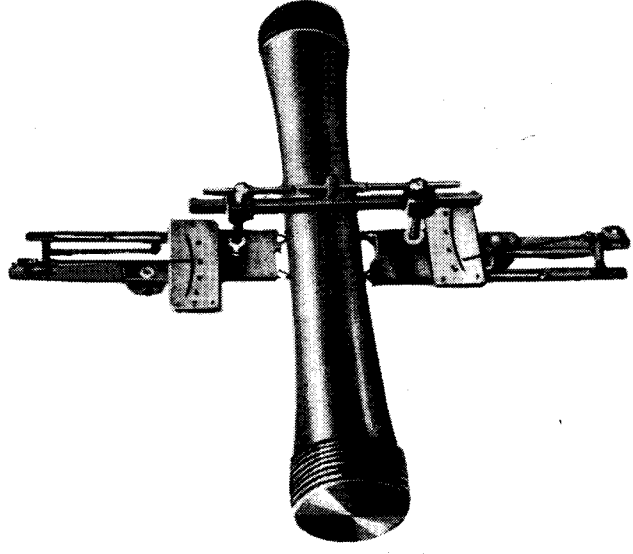


Figura 2.31. Extensómetros mecánicos de Huggenberger en oposición

En extensometría el medidor de deformaciones de Huggenberger es tal vez el más aconsejado entre los denominados mecánicos no sólo por su gran sensibilidad, que puede llegar a 0,0003 mm, sino que además por sus distintos tipos que permiten determinar variaciones de longitud para valores iniciales de 5, 10 y 20 mm con prolongaciones hasta 50, 100, 200, 500 y 1000 mm.

Son de sólida construcción y de fácil montaje y empleo, pueden ser reversibles a 180° y permiten ser usados en determinaciones estáticas de laboratorio y en puentes, calderas y construcciones metálicas en general, presentando para estos casos y para estructuras de acero, dispositivos electromagnéticos para su fijación, cuando no es posible el empleo de las cuchillas estándar de montaje.

Sin embargo, su empleo fuera del laboratorio está siendo reemplazado por los calibres eléctricos de resistencia óhmica variable (strain gages).

Pueden emplearse en oposición, figura 2.31, y en casos especiales efectuar determinaciones para el estado plano o doble de tensiones.

B) EXTENSÓMETROS CON RELOJ MICROMÉTRICO Y A PALANCAS

Los extensómetros a reloj micrométrico o comparador y a los de accionamientos por palancas completan una somera reseña de los calibres mecánicos medidores de alargamientos más utilizados.

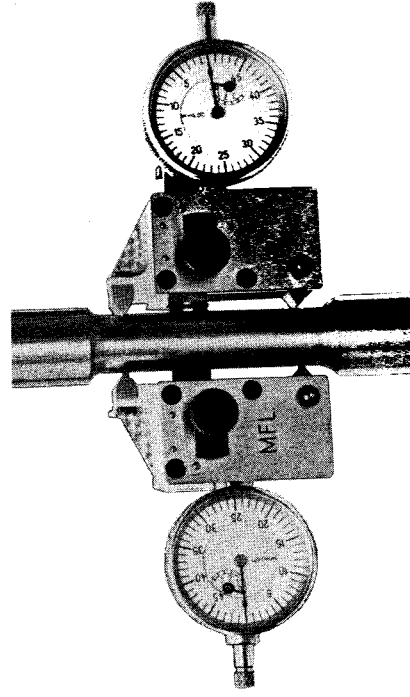


Figura 2.32. Extensómetro a reloj micrométrico.

Los del tipo a comparador, figura 2.32, son de lectura directa, presentando generalmente una apreciación de 0,01 mm. Se emplean en alambres y barras para diámetros que pueden variar de 1,5 a 2,5 mm, y longitudes calibradas de 20 a 200 mm, para los estándares y de hasta 500 mm en algunos especialmente contruidos.

Con prolongadores adecuados pueden emplearse en la determinación de las deformaciones elásticas o plásticas de probetas sometidas a altas o bajas temperaturas.

Estos calibres se presentan con uno o dos comparadores; en este último caso el valor de la deformación surge del promedio de las lecturas derechas e izquierdas. La determinación simultánea de los dos registros asegura la exactitud de la medida.

Los principales extensómetros a dial indicador fueron contruidos por Hurst y Tomlinson en el año 1918, en los que la amplificación de la deformación se obtenía en un comparador accionado por un complejo sistema de palancas.

2.20.2 EXTENSÓMETROS ÓPTICOS

En los extensómetros mecánicos hemos visto que si bien su contacto con la probeta se produce a través de cuchillas, en donde la fricción puede despreciarse, la amplificación de la deformación del material se realiza mediante palancas que con el uso pueden presentar desgastes en sus articulaciones o pivotes, que eventualmente alterarían la exactitud de la determinación. Gran parte de estos inconvenientes "mecánicos" se eliminan empleando haces luminosos, para registrar los alargamientos, exentos de todo frotamiento y efectos de inercia ("aguja óptica").

Los extensómetros ópticos se usan exclusivamente en el laboratorio y, si bien su montaje y empleo no es tan sencillo como el de los calibres mecánicos, su gran sensibilidad hace que se los utilice en determinaciones que requieren gran exactitud.

El primer extensómetro óptico se debe a Martens (1900), es de simple espejo y su uso está aún hoy generalizado, especialmente en los institutos de enseñanza.

Otro extensómetro, el de L. B. Tuckerman (1923), presenta un sistema de tres espejos con autocolimador para efectuar las mediciones de las deformaciones con una apreciación de 2×10^{-6} pulgada.

EXTENSÓMETRO A ESPEJO, MÉTODO MARTENS

El extensómetro a simple espejo de Martens, figura 2.33, permite registrar los alargamientos de la probeta entre puntos fijos, por la reflexión de un rayo luminoso sobre un espejo que gira en un cierto ángulo al ser estirado el material, pudiéndose medir esta deformación mediante la incidencia del rayo reflejado sobre una regla graduada. Permite obtener una apreciación de 0,001 mm.

mecánicas y sobre los cuales se aplican

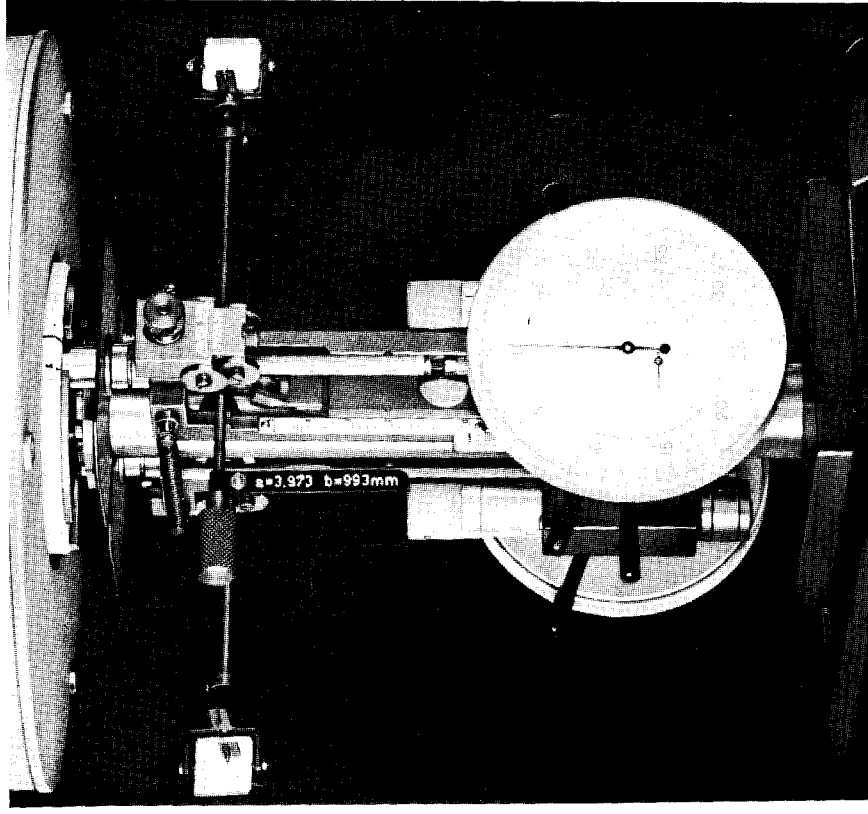


Figura 2.34. Determinaciones simultáneas con extensómetros ópticos y mecánicos.

Al transmitir la deformación al calibre se producen, según sus tipos, variaciones en sus características eléctricas, tales como su inducción, capacidad, resistencia óhmica, elementos piezoeléctricos, fotoeléctricos, etc., posibles de registrar y de convertir en deformaciones específicas o unitarias. Por su gran empleo nos referiremos a los calibres eléctricos de inductancia, capacidad y resistencia óhmica variable.

1) CALIBRES DE INDUCTANCIA VARIABLE

Los calibres de inductancia variable están constituidos por una bobina.

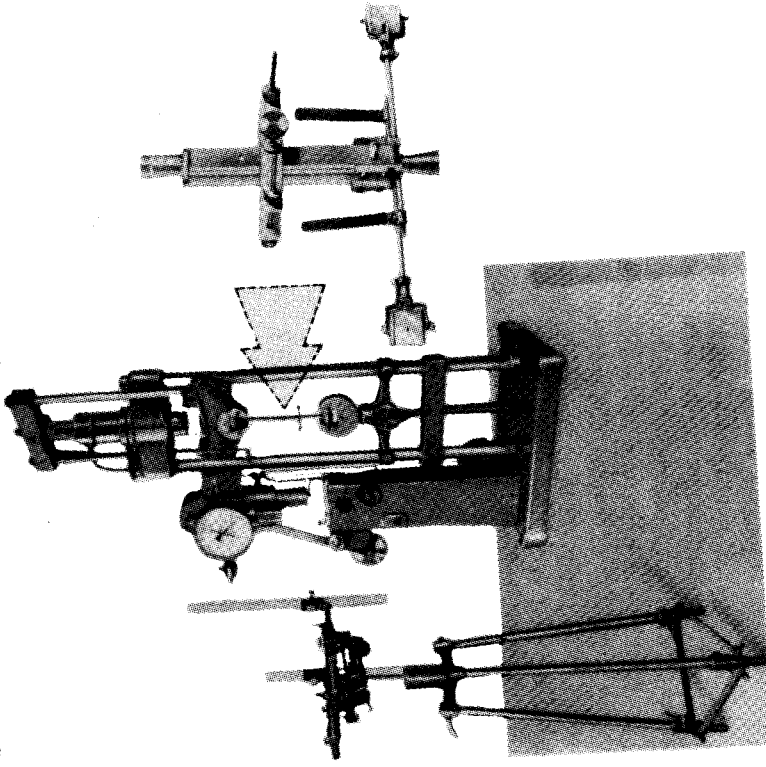


Figura 2.33. Extensómetro a simple espejo de Martens. Laboratorio Otto Krause.

La figura 2.34, nos muestra una doble determinación empleando extensómetros ópticos de Martens y a reloj micrométrico, realizada sobre una probeta sometida a temperatura.

En estos casos se impone el empleo de prolongadores, pudiendo observarse en la figura la parte inferior del horno utilizado.

Del estudio de los distintos extensómetros, ya sean mecánicos u ópticos, se verifica que la longitud de ensayo ℓ_e , generalmente no satisface a la ley de semejanza: $\ell_0 = K \sqrt{S_0}$; exigida para comparar los alargamientos de rotura, límite al cual no se llega pues las deformaciones registradas con los extensómetros corresponden al período proporcional (módulo E), o las plásticas que permitan determinar los límites convencionales.

2.20.3 CALIBRES ELECTRICOS

Los calibres eléctricos se caracterizan por contar con un elemento sensible a las deformaciones que experimentan los cuerpos sometidos a tensiones

en la que se hace circular una corriente eléctrica, que experimenta cambios en su campo magnético y, por lo tanto, en su impedancia (Z) al variar el parámetro mecánico de deformación:

$$Z = \sqrt{(2\pi f \times L)^2 + R^2} \quad (\text{ohm})$$

f = frecuencia L = inductancia (henry) R = resistencia óhmica (ohm)

De la fórmula de la impedancia de una bobina se deduce que su valor es función de la inductancia y de la resistencia óhmica. Si la resistencia se mantiene constante por características constructivas, será la inductancia la variable que modificará los valores de la impedancia, que hace del calibre un medidor de deformaciones mecánicas.

Los calibres eléctricos a inductancia se clasifican según sus características constructivas o método empleado para variar los valores de la impedancia, en:

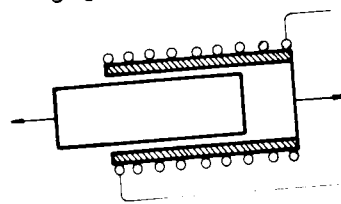


Figura 2.35. Medidor eléctrico de inductancia variable con núcleo de hierro móvil.

a) Calibres con entre hierro variable: la reluctancia del circuito magnético varía al modificarse la luz del entre hierro.

b) Calibres con núcleo de hierro móvil: o calibres solenoides con núcleo desplazable, figura 2.35.

La autoinducción es variada al desplazarse el núcleo de hierro de la bobina por efectos de la deformación.

Corresponde al extensómetro LVDT (transformador diferencial de variación lineal), figura 2.54, página 208.

c) Calibres a corrientes de Foucault: corrientes de Eddy.

Las pérdidas en el circuito magnético se producen al variar la posición, por efecto de la deformación de un elemento incluido en el mismo.

d) Calibres magneto estricción: la reluctancia del circuito se modifica al variar la tensión mecánica en el núcleo magnético de la bobina.

II) CALIBRES DE CAPACIDAD VARIABLE

Los calibres de capacidad variable experimentan, al producirse la deformación mecánica, una variación entre las placas de un condensador, con aire como dieléctrico, que modifica su capacidad, produciendo variaciones en el circuito conectado al calibre y que permiten determinar, aún para muy pequeñas variaciones de capacidad (menor que $20 \mu\mu f$), las deformaciones del material.

Los calibres de inductancia y capacidad variable son utilizados preferentemente, cuando el material es sometido a tensiones de tracción o compresión simples, en cuyo caso la deformación es fácilmente valorada y en forma directa sobre los instrumentos de registro que presentan los equipos.

Por sus características constructivas, los medidores eléctricos de deformaciones mecánicas de inductancia o capacidad variables sólo pueden emplearse para longitudes calibradas (ℓ_e) de gran valor en comparación con los calibres de resistencia variable que como veremos, pueden presentar una medida mínima de 0,397 mm ($1/64 = 0,015$ pulgadas).

III) CALIBRES DE RESISTENCIA ÓHMICA VARIABLE

Los calibres de resistencia óhmica variable o resistivos son los de resultados más relevantes, miden deformaciones basándose en el fenómeno por el cual un conductor o semiconductor modifican su resistencia óhmica al variar sus dimensiones (Lord Kelvin, 1856).

Su concepción práctica y las primeras aplicaciones las realizaron Edward Simmons y Arthur Ruge en el año 1935 (calibres SR4), representando actualmente elementos fundamentales en la alta técnica de las mediciones.

En su forma más simple, el calibre de resistencia variable (strain gage) está constituido por un alambre, lámina metálica, figura 2.36, o semiconductor que, en el caso de los conductores metálicos, adoptan la forma de una rejilla o rejilla de longitud tal que su variación óhmica alcance valores prácticamente, mensurables. (ASTM E 1561-93).

Los calibres comerciales en uso, más de 1000 tipos, presentan generalmente una resistencia óhmica variable entre 30 y 3000 ohms, siendo los comúnmente empleados los de 120 y 350 ohms con tolerancias de $\pm 0,1$ a 1% . En casos especiales la resistencia puede ser menor de 1 ohm o alcanzar valores de hasta 5000 ohms o más.

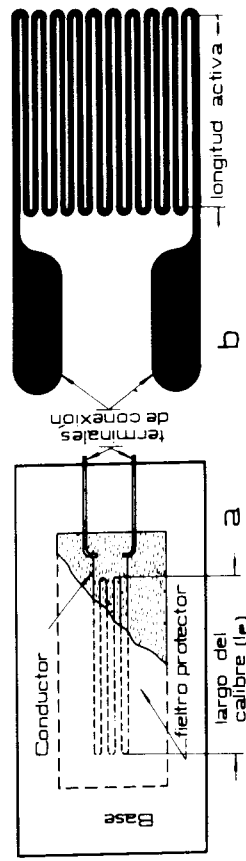


Figura 2.36. Calibres de resistencia óhmica variable: a) alambre - b) lámina metálica.

El material del calibre debe presentar comportamiento lineal entre la variación de resistencia óhmica y la deformación dentro del campo de deformaciones que se son producidas, figura 2.39.

El "largo del calibre o longitud activa" ℓ_e varía para alambres entre 0,794 mm ($1/32 = 0,031$ pulgadas) a 228,6 mm (9,0 pulgadas) y para las láminas de 0,397 mm ($1/64 = 0,015$ pulgadas) a 152,4 mm (6,0 pulgadas), con rejillas que presentan generalmente de 4 a 56 hilos o filamentos para alcanzar la resistencia óhmica adecuada.

La rejilla va adherida, en la gran mayoría de los casos, a un elemento portante o base que le sirve de sostén o aislador. Para altas temperaturas pueden emplearse calibres de "filamento libre" que no presentan base o apoyo, adhiriéndose a las superficies directamente mediante cementos cerámicos.

La protección del calibre se efectúa recubriéndolo en su parte superior con una delgada tela o fibra.

Es importante que el conductor presente la menor sección posible, condición que se asegura empleando alambres de diámetros variables entre 0,012 mm (0,0005 pulgadas) y 0,025 (0,001 pulgadas), o láminas metálicas cuyo espesor esté por debajo de 0,025 mm.

En estas condiciones, el calibre acompañará al material hasta en su más pequeña deformación de modo que, si la dirección de los filamentos coincide con la de la tensión aplicada, registrará su alargamiento o acortamiento.

Los calibres de láminas metálicas (año 1950) son análogos a los de alambres, constituyendo verdaderas películas realizadas por fotoestampado, obteniéndose una mayor relación entre el área cubierta y la sección transversal. Este incremento de área del calibre disminuye la tensión en el adhesivo y, por lo tanto, su tensión de relajación.

Presentan mayor capacidad de disipación del calor con respecto a los calibres de alambres, pudiéndose aplicar mayores voltajes que mejoran su sensibilidad.

Además, el aumento de las secciones en los bucles o curvas hace que disminuya la variación óhmica por efecto de la contracción transversal debida al alargamiento, que conduce a errores cuando se determina la tensión producida por esfuerzos longitudinales o simples.

Es por las razones expuestas que se ha generalizado el empleo de los calibres de láminas metálicas, muy especialmente para registrar deformaciones producidas por efectos cíclicos o de fatiga.

III.1. FACTOR DE CALIBRE

Si al circular una corriente eléctrica la resistencia óhmica de un conductor de material isótropo es función de sus dimensiones; se tiene:

$$R = \rho \frac{\ell}{S} \quad (\Omega) \quad \text{Lord Kelvin - 1856 - (William Thomson)}$$

ρ = resistividad constante para cada temperatura y material de sección invariable.

su deformación por efecto de la tensión mecánica aplicada, producirá una alteración en su resistencia óhmica (ΔR), variación que nos conduce a la fórmula que permite determinar los alargamientos o acortamientos específicos o unitarios que experimenta el filamento del calibre eléctrico y que, por unión íntima, resultan iguales a los del material ensayado.

Para obtener la expresión que incluya las dimensiones iniciales del filamento y las variaciones que experimenta, se debe diferenciar matemáticamente la fórmula que da la resistencia, tomando como variables a todos sus términos, aún a la resistividad, llegándose a la siguiente igualdad:

$$\frac{dR/R}{d\ell/\ell} = (1 + 2\mu) + \frac{dp/p}{d\ell/\ell}$$

En la figura 2.37, se indican esquemáticamente los alargamientos y acortamientos transversales que experimentan los conductores sometidos a una tensión uniaxial:

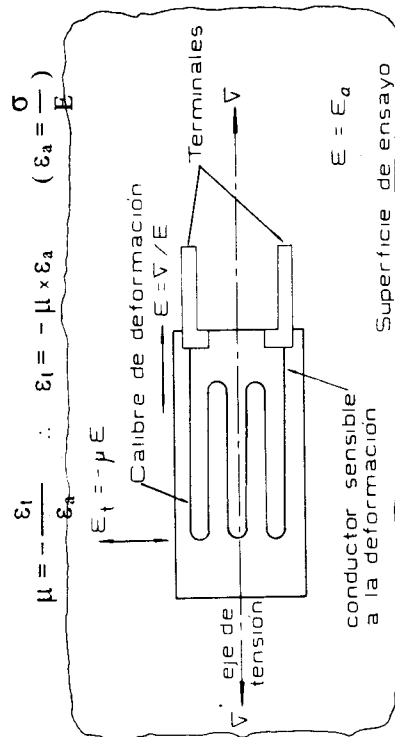


Figura 2.37. Alargamientos y contracciones específicas bajo estado simple de tensión.

De la fórmula que da la variación de resistencia eléctrica al producirse la deformación, se deduce que son dos los efectos que la varían por unidad de alargamiento:

- cambio de las dimensiones del elemento resistivo: $(1 + 2\mu)$
- cambio de la resistividad: $\frac{dp/p}{d\ell/\ell}$

Este hecho implica aceptar que las deformaciones no sólo varían la resistencia óhmica, sino que además que en esta variación está implícito el cambio de la resistividad (efecto Bridgman).

Considerando valores finitos, posibles de medir y determinar en el laboratorio, el primer término de la expresión anterior representa *una medida de la variación unitaria de la resistencia óhmica referida al alargamiento específico*.

$$\frac{\Delta R/R_0}{\Delta \ell/\ell_0} = (1 + 2\mu) + \frac{\Delta \rho/\rho_0}{\Delta \ell/\ell_0}$$

El segundo término se unifica en fábrica de acuerdo al conductor en una constante denominada *factor de calibre K* (GF: gage factor), por lo que tenemos:

$$\text{Factor de calibre: } K = \frac{\Delta R/R_0}{\epsilon} \quad ; \quad \epsilon = \frac{\Delta R/R_0}{K}$$

Conociendo el factor de calibre axial K y la variación de resistencia óhmica del conductor es posible obtener apreciaciones del orden de $1 \mu\text{m/m}$ ($1 \mu\epsilon = 10^{-6} \epsilon$).

La determinación de la deformación resulta una función de la variación unitaria de resistencia por lo que su valor no estará afectado por la longitud activa del conductor, hecho fundamental que permite la construcción de calibres resistivos muy pequeños, a diferencia de los medidores mecánicos y ópticos en los que es conveniente un aumento en su longitud para obtener un mayor registro de deformación con el objeto de mejorar su exactitud.

Para el período plástico la resistividad, aunque ligeramente variable, tiende a 0,5, valor que se acepta para todo el período, por lo cual el factor de calibre será el mismo para todos los metales e igual a $1 + 2\mu \approx 2$.

Experimentalmente pudo determinarse que, para los conductores metálicos más utilizados en los calibres eléctricos resistivos, K varía entre 12 y 4. Aparentemente el cambio de la resistividad tiene su origen en la variación en el número de electrones libres y en su movilidad al producirse la deformación clásica. La ley de Lord Kelvin tiene plena vigencia y la constancia en la resistividad se verifica en conductores de geometría constante mientras se produce el paso de la corriente eléctrica y se mantiene constante la temperatura.

III.2. DETERMINACIÓN DEL FACTOR DE CALIBRE

Si bien podría buscarse un método que evaluara el cambio en la resistividad como una función de la deformación, la determinación práctica del factor K se realiza sometiendo a un calibre conocido y de una longitud activa

determinada (ℓ_e) a una deformación preestablecida ($\Delta \ell$) producida en un campo uniaxial de tensiones.

Si mediante el empleo de un puente de Wheatstone se determina la variación de resistencia (ΔR), en este valor estará incluida la variación producida por la deformación y la que ocasiona la modificación de la resistividad, por lo que el factor de calibre resulta:

$$K = \frac{\Delta R/R_0}{\Delta \ell/\ell_0}$$

III.3. EFECTOS QUE VARÍAN EL FACTOR DE CALIBRE

El factor axial de calibre depende del tipo de metal o aleación y, aún para cada uno de ellos, no es siempre constante pues variará con las impurezas, según el trabajo en frío realizado en la elaboración del calibre, temperatura, rango de deformaciones sobre el cual se realiza la medición, y como se ha comprobado según la geometría y tamaño del modelo.

La figura 2.38, que reproducimos por gentileza de la Vishay Intertechnology - U.S.A., nos muestra la variación del factor de calibre en función de la temperatura, para las aleaciones de mayor uso.

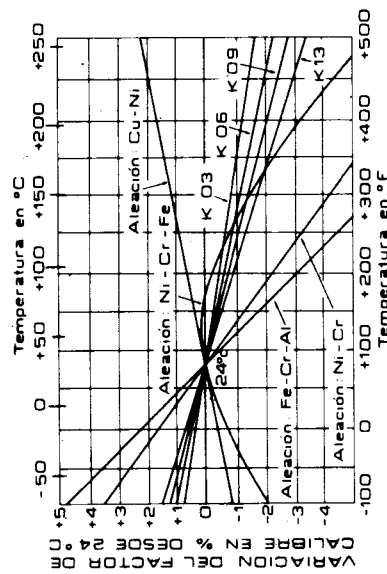


Figura 2.38. Variación del factor de calibre con la temperatura.

Los valores se determinaron en un campo uniaxial de tensiones considerando una relación de Poisson igual a 0,285.

Las variaciones K03, K06, K09 y K13 corresponden a aleaciones de calibres autocompensados por temperatura.

El período del material del calibre en el cual se realizan las determinaciones, ya sea en el proporcional o en el de deformaciones permanentes, reviste gran importancia en el valor del factor de calibre; pues así como la teoría de la elasticidad considera al coeficiente de Poisson igual a aproximadamente 0,3, en la plasticidad se eleva hasta 0,5 (volumen constante).

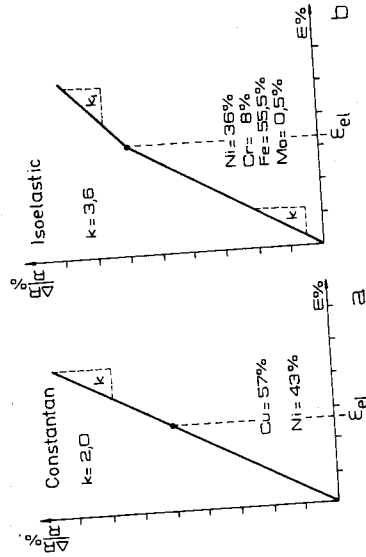


Figura 2.39. Variación del factor de calibre con la deformación.

Si tomamos este último valor y tenemos en cuenta que experimentalmente se comprobó que la resistencia permanece prácticamente constante en el período plástico, K resulta igual a 2 para todos los metales y aleaciones.

La invariabilidad del factor K para un gran rango de medición es una de las propiedades que califican a un calibre.

La figura 2.39 nos muestra la relación de la variación unitaria de resistencia óhmica en función de la deformación específica de dos de las aleaciones más utilizadas; la figura a corresponde a la aleación cobre-níquel (advance o constantan) y la b a la de níquel-cromo-hierro (isoeleastic).

Es indudable que el factor de calibre debe ser indicado por su fabricante, con su tolerancia y temperatura de determinación, resistencia óhmica del conductor e influencia de la contracción transversal indicada en un nuevo factor denominado: *factor o sensibilidad transversal: K_t*.

A efectos de no exceder el límite elástico del material del calibre, también debe conocerse el rango máximo de deformación y de temperaturas entre las cuales el factor de calibre axial (K), corregido, figura 2.39, resulta aplicable.

FACTOR DE CALIBRE

Partiendo de la expresión de Kelvin que determina la resistencia óhmica del conductor que compone el calibre, podemos determinar la expresión de su factor axial, por derivación de la resistencia respecto de las variables

$$R = \rho \times \frac{l}{S}$$

la diferencial de la función $R = f(l; S; \rho)$ para el punto $(l_0; S_0; \rho_0)$ parámetros iniciales del calibre a la temperatura de contraste (24° C) es:

$$dR = \frac{\partial f(l_0; S_0; \rho_0)}{\partial l} dl + \frac{\partial f(l_0; S_0; \rho_0)}{\partial S} dS + \frac{\partial f(l_0; S_0; \rho_0)}{\partial \rho} d\rho$$

siendo:

$$\frac{\partial f(l_0; S_0; \rho_0)}{\partial l} = \frac{\rho_0}{S_0}; \quad \frac{\partial f(l_0; S_0; \rho_0)}{\partial S} = -\frac{\rho_0 l_0}{S_0^2} \quad \text{y} \quad \frac{\partial f(l_0; S_0; \rho_0)}{\partial \rho} = \frac{l_0}{S_0}$$

Resulta:

$$dR = \frac{\rho_0}{S_0} dl - \frac{\rho_0 l_0}{S_0^2} dS + \frac{l_0}{S_0} d\rho$$

Dividiendo miembro a miembro por R_0 :

$$\frac{dR}{R_0} = \frac{dl}{l_0} - \frac{dS}{S_0} + \frac{d\rho}{\rho_0}$$

Para un estado simple de tensiones y de acuerdo a la ecuación generalizada de la ley de Hooke que nos da la teoría de la Elasticidad, resulta:

$$\frac{dS}{S_0} = -2\mu \frac{dl}{l_0}$$

$$\frac{dR}{R_0} = \frac{dl}{l_0} + 2\mu \frac{dl}{l_0} + \frac{d\rho}{\rho_0}$$

sacando factor común y operando, nos queda:

$$\frac{dR/R_0}{dl/l_0} = (1 + 2\mu) + \frac{d\rho/\rho_0}{dl/l_0} = K$$

III.4. FACTOR DE CALIBRE TRANSVERSAL

Si la resistencia óhmica de un calibre es muy baja, su variación al producirse la deformación será extremadamente pequeña y, por lo tanto, difícil

de registrar. La necesidad de disponer de filamentos con resistencias cuya variación sea fácilmente medible, manteniendo la longitud activa del calibre, hace que el conductor se alargue doblándolo en forma de grilla o rejilla, con vueltas muy juntas para aminorar el efecto transversal (Poisson) e hilos o láminas paralelas que aseguren la aplicación de las tensiones con idénticos efectos en todo el filamento.

En estas condiciones, en el calibre constituido por una sola unidad, figura 2.37 al aplicar una tensión uniaxial se genera un estado biaxial de deformaciones:

en la dirección del filamento o axial (ϵ_a) y normal a ésta en el bucle o transversal (ϵ_t), que también incidirá en la variación de resistencia óhmica.

Llamando K_a y K_t a los factores de sensibilidad que relacionan a las deformaciones según las direcciones axial y transversal con el cambio de resistencia óhmica de la grilla, la fórmula que indica la variación unitaria de ésta, resulta:

$$\frac{\Delta R}{R_0} = K_a \times \epsilon_a + K_t \times \epsilon_t$$

La que difiere con la aplicada por el fabricante del calibre para determinar el factor K , en el cual si bien se tiene en cuenta la variación de resistencia óhmica del filamento, registrada en el equipo eléctrico de medida, no considera el efecto transversal.

Si K_t se hace cero, se vuelve a la expresión original ($K_a = K$ y $\epsilon_a = \epsilon$), esta condición puede considerarse que se cumple en el caso de disponerse de un solo filamento, no afectado por el efecto de bucle, como ocurre con los calibres contruidos con semi conductores.

Prácticamente y teniendo en cuenta que el efecto transversal es una función de la disposición geométrica de la grilla y siendo el radio del bucle muy pequeño, K_t toma valores del orden del milésimo (se indican en valores porcentuales, por ejemplo 0,2%) que resultan posibles de despreciar, en cuyo caso se acepta que los cambios de resistencia eléctrica sólo son imputables a la deformación longitudinal.

Ya hemos dicho que en los calibres de láminas metálicas se disminuye el efecto de la sensibilidad K_t haciendo que las curvas o elementos transversales, figura 2.36, presenten una sección muy grande que ofrece menor resistencia óhmica con respecto a la de los elementos longitudinales.

La relación entre los factores de sensibilidad transversal y axial se denomina *coeficiente de sensibilidad transversal* (C): $C = \frac{K_t}{K_a}$

El conocimiento de los efectos transversales sobre un calibre simple, en un campo uniaxial de tensiones, permite determinar el error que se comete en la determinación de la deformación y por consiguiente en el cálculo de las tensiones. Sin embargo, generalmente las experiencias de laboratorio se

realizan despreciando aquellos efectos, o sea, considerando únicamente el alargamiento axial ($\epsilon_a = \epsilon$) y por lo tanto el factor de calibre K .

En el apéndice 1, Capítulo 13 se indica el cálculo de tensiones en diversos campos a partir de la determinación de los alargamientos mediante el empleo de rosetas.

III.5. ELECCIÓN DEL CALIBRE

La elección de un calibre de deformaciones depende de la temperatura de ensayo, de la estabilidad de ésta en el tiempo, del estado de deformación (simple o doble), sus variaciones (estáticas o dinámicas) y magnitudes o rango de medición.

A tal efecto resulta conveniente aclarar que, como ya veremos, los calibres simples o de un solo elemento son empleados en estados uniaxiales de tensiones, en campos biaxiales o multiaxiales se utilizan calibres resistivos metálicos llamados rosetas.

Para satisfacerlas condiciones que imponen las determinaciones a efectuar debe seleccionarse el material de la grilla, el material base que le sirve de sostén y el adhesivo empleado en su montaje.

En general las condiciones que hacen a la calidad del material de grilla, resultan, enumeradas en orden de importancia, las siguientes:

- I) **Máximo Factor de Calibre:** si bien un alto factor de calibre amplifica su capacidad, que favorece a las señales eléctricas bajo efectos dinámicos, en determinaciones estáticas es aconsejable el empleo de aleaciones que presenten un valor $K = 2$, que aseguran su invariabilidad dentro de un amplio rango de medición.
- II) **Máxima resistencia óhmica por unidad de longitud:** $\Delta R = K \times \epsilon \times R_0$; para un determinado valor de K y ϵ la variación de resistencia es directamente proporcional a R_0 ; a mayor resistencia, mayor amplitud de los registros eléctricos.
- III) **Factor de calibre estable:** teniendo en cuenta que en algunos casos las terminaciones se efectúan durante largo tiempo, resulta condición de importancia que el factor de calibre no se vea afectado por las posibles variaciones de temperatura.
Esta condición exige, por lo tanto, un mínimo coeficiente de resistencia óhmica a la temperatura, un mínimo coeficiente de dilatación lineal y un máximo punto de fusión.
- IV) **Mínimos efectos termo y piezoeléctricos en las conexiones:** en el circuito conectado al calibre la diferencia de resistencia óhmica ΔR producida por la deformación ϵ es registrada como una diferencia de potencia entre

dos puntos, debiéndose evitar que simultáneamente se generen otras diferencias de potenciales debido a otros factores (piezoelectricidad, termoelectricidad, etc.).

- V) **Inmejorables propiedades mecánicas de deformabilidad y soldadura:** el trefilado y estampado de los alambres y láminas deben ser de fácil ejecución y sus terminales deben ser fácilmente soldables a las conexiones del equipo.
- VI) **Histéresis despreciable bajo esfuerzos cíclicos:** considerando que, aún en el período proporcional de tensiones y deformaciones, los cambios de cargas generan ciclos de histéresis, la no linealidad provocada no debe llegar a modificar el comportamiento del conductor.

III.6. CONDUCTORES METÁLICOS

Las aleaciones más empleadas resultan las de cobre-níquel (constantan o advance) y las de níquel-cromo-hierro (isoelectric).

La aleación de cobre-níquel presenta la ventaja de que la relación $\Delta R/R$ en función de ϵ , figura 2.39, se mantiene lineal para un gran rango de medición que hace que la calibración del calibre no dependa de la deformación considerada en el cálculo de K , por lo que una simple determinación puede ser aplicada para prácticamente cualquier rango de medida, aún incluida en el período plástico de la aleación.

Presenta una alta resistividad (40×10^{-6} ohm-cm) que facilita la construcción de pequeños calibres con una relativa alta resistencia óhmica.

Tiene una muy alta estabilidad térmica que permite su empleo aún bajo cambios de temperatura sin necesidad de efectuar "compensaciones por temperatura".

La aleación níquel-cromo-hierro presenta un alto factor de calibre ($K = 3,6$) que la hace muy útil para su empleo en la determinación de las pequeñas variaciones de deformación que producen en las estructuras u órganos de máquinas los efectos dinámicos, en cuyo caso es más importante obtener la amplificación de la señal que un gran alcance en la estabilidad del calibre.

Los conductores de esta aleación son muy sensibles a las variaciones de temperatura durante las determinaciones; se adoptan teniendo en cuenta que el corto tiempo de la variación dinámica hace poco posible aquella variación. En ensayos de duración tales como los de fatiga el control de la temperatura resulta fundamental.

Su limitada linealidad, figura 2.39, hace que el valor del factor de calibre se reduzca para deformaciones unitarias mayores que 0,80 % (K pasa de 3,6 a aproximadamente 2,0).

III.7. MATERIALES DE BASE

Ya hemos dicho que, excepto los casos especiales de calibres de "filamento libre o de base desmontable", empleados casi exclusivamente para altas temperaturas, los demás tipos apoyan su grilla o rejilla en un material llamado base que le sirve de sostén y unión íntima con el material a ensayar.

- I) Base de papel: la grilla está cementada al papel mediante nitrato de celulosa (Duco).
- II) Base de epoxi: se usan preferentemente para calibres de láminas metálicas y semiconductores.
- III) Base de resinas fenólicas (bakelita): se usan en casos especiales y se adhieren con cualquier cemento excepto el Duco.

III.8. CEMENTOS PARA FIJACIÓN DE CALIBRES

El principio de toda la teoría expuesta parte de la aceptación de que las deformaciones experimentadas por los conductores o semiconductores de los calibres resultan exactamente las mismas que las producidas en el material sometido a un estado de tensiones; la "unión íntima" entre estructura y calibre resulta fundamental.

Si consideramos que una vez seleccionado el tipo de calibre a utilizar de acuerdo a las condiciones de ensayo se obtiene directamente de su proveedor, compete al técnico o ingeniero fijarlo al material, por lo que resulta indispensable seleccionar cuidadosamente el cemento de fijación a utilizar.

- I) Nitrato de celulosa: se usa para calibres que presentan base de papel.
- II) Resinas epoxi: se emplean en calibres de base de papel, base epoxy o de resinas fenólicas. Este cemento, resulta uno de los más utilizados.
- III) Resinas fenólicas o fibras de vidrio: presentan menos usos pues se emplean bajo presión.
- IV) Cianocrilato: se emplean casi exclusivamente para calibres con base epoxy.
- V) Adhesivos cerámicos: se emplean en calibres de filamento libre.

III.9. COMPENSACIÓN DE TEMPERATURA — ESTABILIDAD

En el estudio de estructuras y en algunas instalaciones es necesario determinar el estado de tensión durante días, semanas o meses. En estas condiciones se debe tener un máximo cuidado de mantener al o los calibres y al equipo de registro en las mejores condiciones de estabilidad posibles, muy especialmente en lo que hace al mantenimiento de lo que podríamos llamar "temperatura de ensayo", que resulta la principal causa de perturbación de las lecturas.

Cuando se producen cambios en la temperatura ambiente durante las

determinaciones, se pueden considerar tres causas que afectan al calibre:

- 1) Dilatación o contracción de la grilla.
- 2) Deformación del material de base.
- 3) Modificación de la resistencia óhmica.

El efecto conjunto de estos tres factores produce un cambio en la variación de la resistencia óhmica unitaria que altera las determinaciones.

Para evitar errores de lectura atribuidos a variaciones de temperatura, se deben emplear conductores pocos sensibles a éstos cambios y además compensar los efectos térmicos mediante el empleo de un filamento adecuado en el calibre, o proceder a una compensación en el sistema eléctrico, empleando un *calibre de compensación*, cuyo empleo analizaremos al estudiar los circuitos de registro.

Aún considerando eliminados los efectos perniciosos de la variación de la temperatura, la estabilidad del calibre exige considerar los cambios de la humedad y evitar la relajación del adhesivo. El efecto del cambio de humedad se elimina empleando portadores epoxy con un aditivo especial, y la relajación del adhesivo, que generalmente tiene lugar en ensayos de larga duración, se evita seleccionando cuidadosamente el cemento y el calibre, el que debe presentar para éstos casos una longitud activa lo más grande posible.

III.10. ROSETAS DE CALIBRES ELÉCTRICOS RESISTIVOS

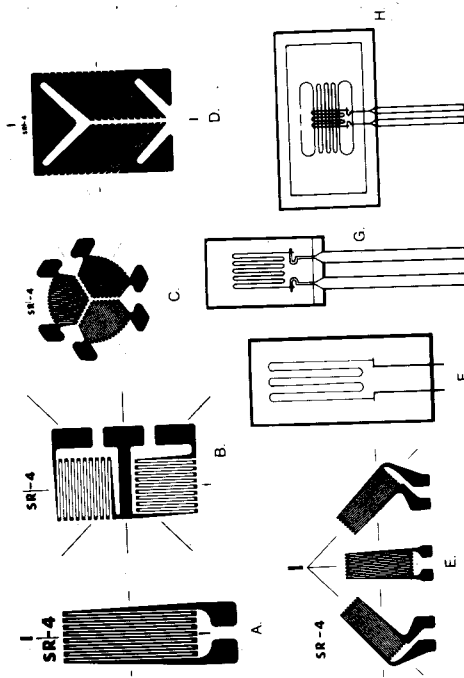


Figura 2.40. Calibres de resistencia óhmica variable SR-4.

- A : Lámina simple
- C : Roseta plana de 3 elementos a 60°
- E : Roseta plana de 3 elementos a 45°
- G : Alambre con cinta conductora
- B : Roseta plana a 90°
- D : Roseta plana para corte a 45°
- F : Alambre simple
- H : Alambre uniaxial de "base libre"

Los calibres simples o de un solo elemento son utilizados en campos uniaxiales de tensiones, empleándose para realizar determinaciones de laboratorio; en cambio en estructuras, calderas y elementos sometidos a estados biaxiales o multiaxiales de tensiones, se deben utilizar calibres simples superpuestos sobre una misma base, constituyendo los medidores de deformaciones conocidos con el nombre de "rosetas".

Los medidores múltiples de deformaciones se integran en calibres simples de filamentos metálicos ya sea de alambres o láminas y en ningún caso con semi conductores.

Las rosetas se construyen con 2, 3 ó 4 calibres simples, aislados entre sí eléctricamente, los que pueden agruparse unos sobre otros para concentrarlos en un punto, aún a expensas del espesor del conjunto, o con elementos dispuestos en un mismo plano, que resultan los generalmente utilizados.

De los más de 1000 tipos de strain gages producidos a nivel comercial, en la figura 2.40, reproducimos por gentileza de la BLH Electronics USA, algunos de los más comunes, denominados SR-4.

Las rosetas de dos elementos se emplean para tensiones biaxiales en campos donde las direcciones principales (σ_1 y σ_2) son conocidas, así por ejemplo en tubos que contengan fluidos a presión, cuerpos de calderas, etc.

Para definir el campo de tensiones principales a partir de deformaciones biaxiales, ϵ_x y ϵ_y o en campos multiaxiales, deben emplearse rosetas de tres o más elementos.

III.11. CALIBRES DE SEMICONDUCTORES

Hemos dicho que entre los factores a considerar más importantes para la elección de un calibre eléctrico figura, en primer término, la invariabilidad de su factor axial dentro de un amplio rango de deformación, el que debe presentar valores significativos para facilitar las señales de salida, muy especialmente para determinaciones bajo variaciones cíclicas de tensiones.

Estas consideraciones provocaron la necesidad de disponer de un elemento capaz de materializarlas; fue así que en 1954 C. S. Smith y en 1957 W. P. Mason y R. N. Thurston, encontraron que en los cristales de silicio y germanio se producía el denominado "efecto piezoresistivo", fenómeno mediante el cual se genera una variación de resistencia óhmica en el cristal, cuando es sometido a una deformación.

No debe confundirse el efecto piezoresistivo con el piezoeléctrico, en éste se produce un voltaje entre las caras de un quartz (o cristal similar) cuando es deformado, no requiriendo fuente de alimentación exterior. Las variaciones de voltaje solo tienen lugar bajo deformaciones causadas por efectos dinámicos; la señal se hace cero para deformaciones estáticas.

Los cristales piezoresistivos se deben alimentar mediante una fuente exterior y la variación de la resistencia óhmica es proporcional a la deformación, independientemente de su velocidad.

Los calibres de semiconductores, constituidos por un solo cristal de silicio o monocristal, son usados cuando se requiere una alta señal de salida, alcanzando valores del factor de calibre de aproximadamente ± 150 , resultando negativo o positivo según que la resistencia óhmica disminuya o aumente para un incremento positivo (tracción) de las deformaciones unitarias (ϵ).

El factor axial, único a considerarse por tratarse de un solo y rectilíneo cristal (un solo hilo sin curvas: $F_l/F_a < 1\%$), toma valores límites muy grandes debido a que en los semiconductores la variación de resistencia se debe casi exclusivamente a la variación de la resistividad, fácilmente modificada con las impurezas, y no a su cambio dimensional como ocurre en los conductores metálicos.

En los conductores metálicos la variación de la resistividad con la deformación modifica el factor de calibre tan solo en 0,4 a 1,9 para valores de aquel comprendidos entre 2 y 3,6.

Los calibres constituidos con siliconas presentan la ventaja de su alta sensibilidad (se pueden registrar muy pequeñas deformaciones con importantes voltajes de salida), muy baja histéresis y despreciables desviaciones o escurrimiento (creep), debido a que su período elástico coincide prácticamente con su fractura, tienen alto límite de fatiga y se adecuan perfectamente a medidas de deformaciones producidas por cargas estáticas o dinámicas. Presentan en cambio el inconveniente de resultar frágiles, no permitiendo por lo tanto su empleo para grandes deformaciones; resultan además mucho más sensibles a las variaciones de temperatura que los conductores metálicos, sin embargo con portadores especiales pueden emplearse entre -230 y $+260^\circ\text{C}$.

2.20.4 REGISTRADORES ELECTRONICOS

En las máquinas de ensayos convencionales la deformación de la probeta sometida a tracción no es indicada correctamente en el diagrama $P - \Delta\ell$, pues los alargamientos corresponden al desplazamiento entre los cabezales de amarre y a toda la longitud de la probeta y no exclusivamente a las variaciones de la longitud calibrada ℓ_0 .

Fácil resulta deducir que en los gráficos obtenidos en las condiciones anteriores no resulta posible determinar las constantes elásticas, límites convencionales e inclusive el alargamiento de rotura, a calcular para fijar la propiedad mecánica de deformabilidad.

1) EXTENSOMETRO REGISTRADOR ELECTRONICO

En base al empleo de calibres eléctricos de inductancia o resistencia variable, se construyeron registradores electrónicos que permiten determinar, sobre el gráfico de ensayo, las deformaciones producidas en el largo calibrado o longitud activa (ℓ_e) del extensómetro, figura 2.41.

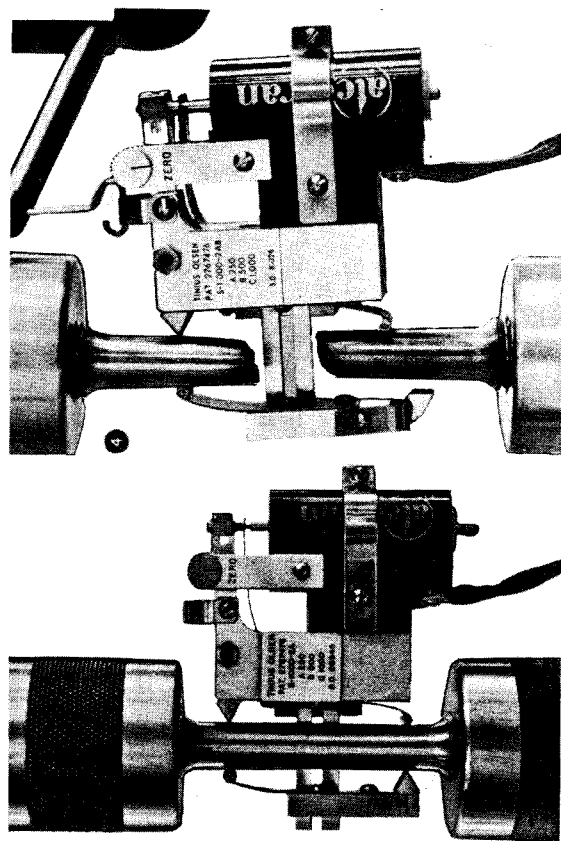


Figura 2.41. Extensómetro registrador Tinius Olsen.

Al producirse la deformación, las cuchillas de apoyo se desplazan accionando un dispositivo que actúa sobre los calibres eléctricos dispuestos en el interior del conjunto. Si por éstos circula una corriente eléctrica proveniente de una fuente exterior se producirá, por la deformación, una respuesta debido a la variación de la inductancia o resistencia óhmica según el calibre, respuesta que es amplificada de acuerdo al rango de magnificación elegido para alimentar al registrador.

Considerando que la escala de alargamientos puede ampliarse considerablemente y teniendo en cuenta la gran sensibilidad y exactitud de medida, los diagramas obtenidos con los registradores electrónicos, permiten determinar directamente sobre ellos el módulo de elasticidad longitudinal, los límites convencionales y las deformaciones elásticas en barras y alambres.

2) CELDA DE CARGA

La transmisión del valor de las cargas al registro gráfico, analógico o digital, también se produce por las señales de calibres eléctricos que forman parte de un conjunto denominado "celda de carga", que se vé afectado por los esfuerzos aplicados.

Al igual que en el caso del extensómetro registrador, los calibres de la

celda de carga experimentan deformaciones que varían su resistencia óhmica, variación que es convertida a unidades de carga ya sea en el sistema métrico, internacional o inglés de medida y registradas en la escala adoptada según la máquina de ensayo.

La celda de carga es un transductor de fuerza de dos señales de entrada, una mecánica (la carga) y otra eléctrica, con tensión de alimentación en volt y salida en milivolt (mV/V).

Está constituida fundamentalmente por una unidad resistente, destinada a absorber la carga, y definida por una constante elástica (kgf/mm), que establece la deformación experimentada para las distintas cargas a medir y otra eléctrica formada por un circuito de medición de strain gage, en conexión de puente completo con todos los calibres activos, que ponderan la carga en forma indirecta a través de la deformación de la unidad resistente, figura 2.42.

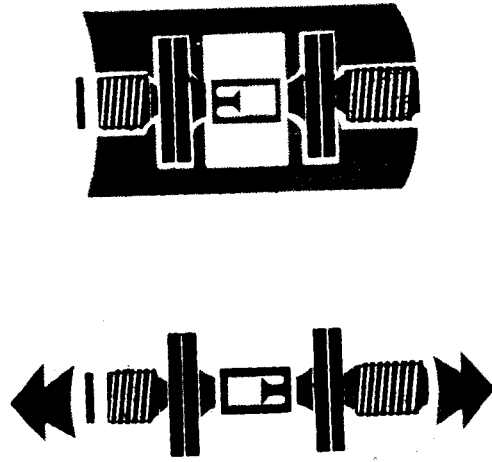


Figura 2.42. Celdas de cargas (The Budd Company, USA).

2.21. CIRCUITOS ELECTRICOS

La determinación de las variaciones en la resistencia óhmica del calibre resistivo al producirse la deformación de su conductor, que convertida en una escala adecuada permite medir los alargamientos del material ensayado con apreciaciones del orden de 10^{-6} , se efectúa en los casos más simples empleando un potenciómetro o el puente de Wheatstone con galvanómetro de gran sensibilidad.

Para registrar deformaciones producidas por cargas estáticas o por la componente estática de una deformación variable (cargas dinámicas), se puede emplear el puente con su configuración elemental, figura 2.43a, en el que una vez equilibrado la única variable es la resistencia óhmica del calibre. La diferencia de potencial a la salida del puente dará la medida del alargamiento o acortamiento.

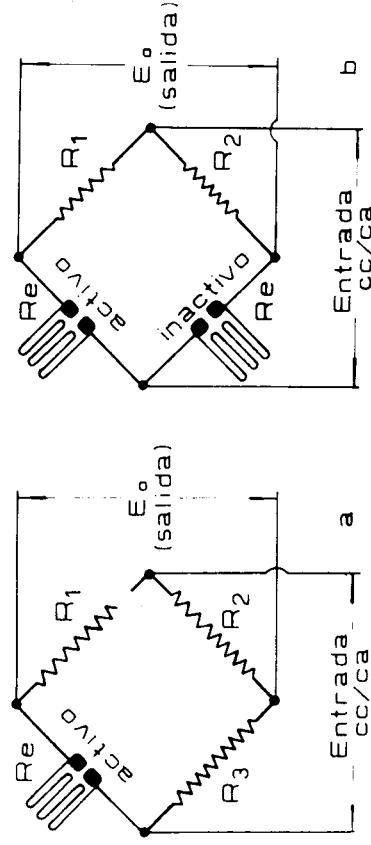


Figura 2.43. Puente de Wheatstone: a) simple; b) con extensómetro compensador de temperatura.

Recordemos que el puente de Wheatstone está constituido por cuatro resistencias, una de las cuales corresponderá a la del extensómetro, de manera que la condición de equilibrio o de potencial cero a la salida resulta, para éste circuito denominado de un cuarto de puente:

$$R_e \times R_2 = R_1 \times R_3$$

$$\frac{R_e}{R_1} = \frac{R_3}{R_2}$$

Al desequilibrarse el puente por variación de R_e , se determina el incremento ΔR capaz de restaurar la condición de "potencial cero", valor que permite calcular la deformación unitaria del conductor y del material a cuyas variaciones de longitud es solidario:

$$\epsilon = \frac{\Delta R/R_e}{K}$$

Si bien en principio el circuito de la figura a aparece como suficiente para

determinar las variaciones de resistencia óhmica al cambiar la longitud y sección del conductor del calibre por efecto de la carga aplicada, su variación dimensional también se ve afectada por los cambios de temperatura y humedad a que puede estar sometido el material y el extensómetro; en el primer caso puede incidir, inclusive, la dilatación térmica ocasionada por la variación de temperatura debida al incremento de la energía generada por la deformación del material.

Para corregir el error producido, fundamentalmente por las posibles variaciones de temperatura, se reemplaza una de las resistencias fijas de la rama opuesta a la del extensómetro, la R_3 en el caso del circuito de la figura 2.43, por otro strain gage "compensador de temperatura y humedad", exactamente igual en forma y características que el "calibre activo" (R_e) pegado al material a ensayar, circuito en medio puente. Mientras que el extensómetro activo registrará la deformación debida a la tensión mecánica más la producida por las variaciones de temperatura y humedad, el inactivo medirá las que pueden ocasionar los factores externos.

Si el circuito se dispone de la manera indicada en la figura b, registrará, por compensación, únicamente las variaciones óhmicas ocasionadas por la aplicación del esfuerzo.

En el laboratorio el calibre compensador se pega a una probeta similar a la de ensayo, ubicada próxima a la máquina, de manera de asegurar iguales efectos ambientales.

Los terminales de los extensómetros activo e inactivo se conectan a los bornes, que para tal fin disponen los equipos de registro que transforman las señales eléctricas (variación de voltaje), directamente en valores de microdeformaciones unitarias. Los terminales deben ser lo más cortos posibles y de igual longitud para compensar diferencias de resistencias por variación de la temperatura.

Los aparatos se diseñan generalmente para operar con extensómetros que presentan una resistencia óhmica de 120 o 350 ohm y un factor de calibre ajustable de 1.7 a 2.2; cuando éstas características no se cumplen se deben considerar coeficientes de corrección que se suministran con el equipo.

El sistema de registro puede emplearse con corriente continua o bien alterna cuando las determinaciones se extienden en el tiempo, en éste último caso las baterías suministran corriente a un oscilador que genera la corriente de uso.

Actualmente y mediante el empleo de aleaciones especiales puede evitarse, en determinados casos, el calibre inactivo, empleando los extensómetros "autocompensados por temperatura", que como su nombre lo indica permiten despreciar el efecto de la variación de temperatura cuando se ensayan materiales que presentan un determinado coeficiente térmico de expansión.

El coeficiente de variación de resistencia por temperatura de la aleación del calibre y el coeficiente de expansión del material a ensayar, se combinan de

manera tal que el cambio de resistencia por efecto de aquella es mínima, dando como resultado un muy bajo valor de "deformación aparente o inducida".

Si el calibre autocompensado es usado en materiales con coeficientes de expansión distinto del especificado para el conductor del extensómetro, la lectura será incorrecta pues el calibre se comportaría como uno estándar del tipo no compensado.

Los calibres autocompensados para los distintos materiales, son provistos con diagramas que representan su deformación aparente con la temperatura, para establecer el rango en el que la compensación por temperatura es efectiva.

El uso de calibres autocompensados presenta el inconveniente del importante efecto que produce el cambio de resistencia de los conductores de conexión con el equipo de registro, debido a la variación de temperatura que pueda producirse durante el ensayo. Un ejemplo de su importancia se observa para conductores de cobre de aproximadamente 30 m de longitud, en donde un cambio de temperatura de tan solo 6°C produce un error, cuando se emplea calibre de 120 ohm, del orden de las 350 microdeformaciones, este efecto es posible de eliminar empleando tres cables de conexión y una resistencia en el circuito del equipo del mismo valor que la del extensómetro empleado ("dummy gage": calibre fantasma), figura 2.44. Esta conexión recibe el nombre de cuarto de puente.

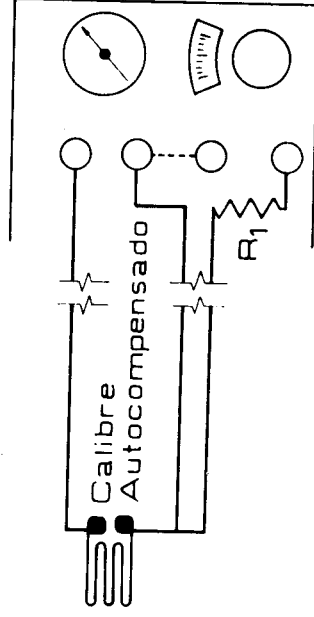


Figura 2.44. Circuito para calibres autocompensados.

Además el sistema de conexión de tres cables permite aumentar sus longitudes sin introducir errores de importancia.

2.22. CARACTERÍSTICAS Y MODO DE EMPLEO DEL EQUIPO VISHAY P-350A

Este equipo, indicado en la figura 2.45, permite una lectura directa de las

deformaciones producidas en probetas, estructuras o elementos de máquinas, mediante el empleo de calibres eléctricos de resistencia óhmica variable y de semiconductores. Tiene fuente incorporada . conexiones fáciles de realizar y su poco peso lo hace transportable y por lo tanto apto para operar en condiciones desfavorables.

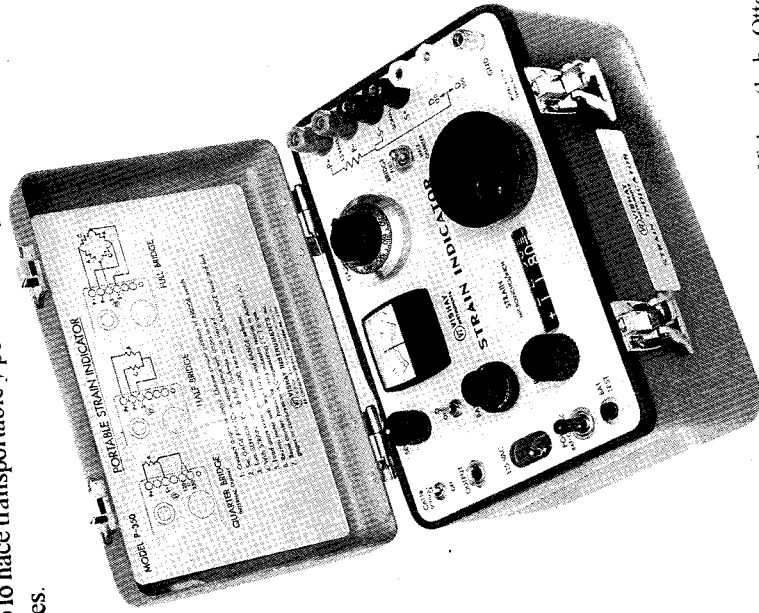


Figura 2.45. Indicador digital de deformaciones Vishay (Lab. Otto Krause).

2.22.1 EQUIPO PARA ENSAYOS SIMULTÁNEOS

Si bien en ensayos convencionales la unidad descripta es suficiente para su ejecución, el estudio de estructuras o el análisis de un complejo estado de tensión, exige el empleo simultáneo de más de un calibre, lo que en principio requeriría tantos puentes como calibres empleados. lo que práctica y económicamente no resulta aconsejable. La unidad de la figura 2.46, permite multiplicar las entradas hasta para 10 ensayos simultáneos, con balance independiente para cada uno de ellos

La selección del canal afectado a la determinación se realiza por medio de una perilla selectora.

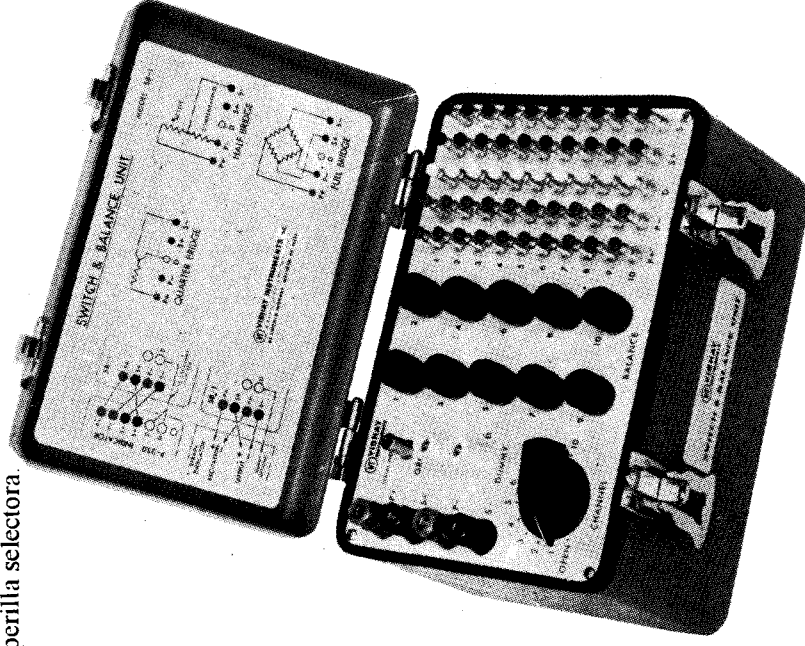


Figura 2.46. Equipo Vishay para ensayos simultáneos (Lab. Otto Krause).

2.23. CLASIFICACIÓN DE EXTENSÓMETROS

El campo de acción de los distintos tipos de extensómetros, ya sean mecánicos, ópticos o eléctricos, está dado no sólo por sus características sino fundamentalmente por su sensibilidad y exactitud, que fija la menor deformación que puede garantizar dentro de los errores permitidos según las experiencias.

Es así que los distintos extensómetros, ya sean de indicación directa o de registro, se clasifican en función del máximo error absoluto cometido en el rango de medición, entendiéndose como tal a la diferencia entre la lectura de deformación del instrumento y el verdadero valor de la misma.

Con este criterio las normas ASTM los clasifican en seis categorías de error creciente y establece el campo de utilización - ASTM E83-96.

Clasificación	El error de la lectura no debe ser mayor de		Error relativo % de la deformación	Error relativo máximo % de la longitud de medida del extensómetro
	Error fijo m/m	Relativo		
Clase A	0,00002	± 0,1	± 0,1	± 0,1
Clase B-1	0,0001	± 0,5	± 0,5	± 0,25
Clase B-2	0,0002	± 0,5	± 0,5	± 0,5
Clase C	0,001	± 1	± 1	± 1
Clase D	0,01	± 1	± 1	± 1
Clase E	0,1	± 1	± 1	± 1

La determinación de las constantes elásticas o la evaluación de pequeñas desviaciones de la ley de Hooke, exige extensómetros clase A aceptándose con fines industriales los de clase B-1, aconsejándose hasta la clase B-2 para emplear en la determinación de los límites convencionales.

2.24. EJEMPLOS DE DETERMINACIONES DEL MÓDULO ELÁSTICO

1) DETERMINACION DEL MÓDULO POR REGRESION LINEAL

Si la constante elástica surge de la relación entre las tensiones y las deformaciones unitarias que producen, dentro del período elástico del metal o aleación y si esta función corresponde a una recta el módulo también estará dado por su pendiente o tangente trigonométrica. figura 2.47.

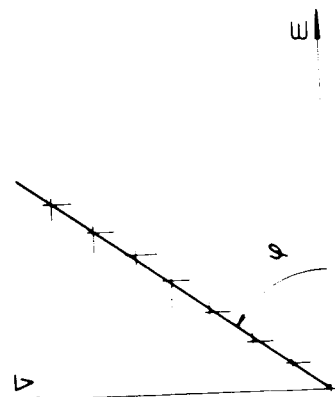


Figura 2.47. Relación lineal $\sigma - \epsilon$

$$m = E = \frac{\sigma}{\epsilon} = \operatorname{tg} \varphi \text{ escalas}$$

Considerando que los valores de ϵ resultan sumamente pequeños dentro del período proporcional, sería necesario graficar las variaciones $\sigma - \epsilon$ tomando escalas muy ampliadas para los alargamientos, por lo que cualquier diferencia, por insignificante que sea, hace que los puntos determinados no coincidan exactamente con la linealidad de la función matemática de la ley de Hooke. En estos casos los errores o diferencias con respecto a puntos contenidos en la recta se hacen mínimos considerando la pendiente más probable, definida por los datos obtenidos a través del método de los cuadrados mínimos.

Este método minimiza la suma de los cuadrados de las desviaciones o errores entre los datos experimentales y la función lineal que más se ajusta a ellos. La relación entre las variables σ y ϵ recibe matemáticamente el nombre de función, pero al ser experimental está sujeta a dispersiones, como todo hecho físico, por lo que en estadística se la denomina regresión y en nuestro caso *regresión lineal*.

La ecuación de cálculo del módulo de elasticidad (pendiente de la regresión lineal), suponiendo errores sistemáticos iguales para todas las determinaciones, resulta:

$$m = \operatorname{tg} \varphi = E = \frac{\sum \epsilon \times \sigma - \frac{\sum \epsilon \times \sum \sigma}{n}}{\sum \epsilon^2 - \frac{(\sum \epsilon)^2}{n}}$$

en la que n corresponde al número de lecturas.

El valor obtenido aplicando la regresión lineal requiere, para ser aceptado, que las dispersiones no excedan a determinados límites, por lo que debe determinarse lo que se denomina *factor de correlación* r , que pondera el ajuste de la regresión supuesta al conjunto de datos, tomando un valor igual a uno cuando la regresión es perfecta y cero cuando las variables no tienen ninguna relación entre ellas; en los ensayos debe resultar muy próxima a la unidad (0,99).

$$\text{Factor de correlación: } r = \frac{\sum \epsilon \times \sigma - \frac{\sum \epsilon \times \sum \sigma}{n}}{\sqrt{\sum \epsilon^2 - \frac{(\sum \epsilon)^2}{n}} \sqrt{\sum \sigma^2 - \frac{(\sum \sigma)^2}{n}}}$$

Aplicando la fórmula de la pendiente dada por la regresión lineal obtenemos el módulo de elasticidad:

$$E = 7.476 \text{ kgf/mm}^2$$

siendo el factor de correlación $r = 0,99942$, que cumple con el ajuste que debe presentar el cálculo.

El valor del módulo puede obtenerse directamente mediante el empleo de computadoras o calculadoras científicas, a las que una vez incorporado el programa (fórmula), se le entregan las coordenadas de los puntos σ y ϵ .

b) CON REGISTRO ELECTRÓNICO

1)

Si empleamos extensómetros eléctricos (resistivos o de capacidad variable), que transmitan electrónicamente las deformaciones al registro gráfico de ensayo (diagrama XY), registrador electrónico, la recta inicial del diagrama nos dará exactamente la relación tensión - deformación, por lo que el cálculo del módulo surge de la aplicación directa de la ley de Hooke, figura 2.48. Es conveniente para ello tomar incrementos de tensiones lo más grande posibles en el período elástico para reducir a un mínimo los errores y con un valor inicial distante del cero de coordenadas para evitar el efecto de una posible desalineación inicial en las mordazas o falta de ajuste de las mismas.

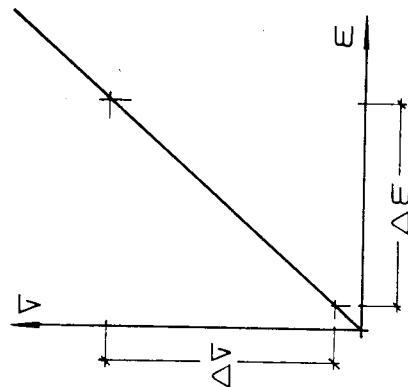


Figura 2.48. Período proporcional.

$$\text{Módulo} = E = \frac{\Delta \sigma}{\Delta \epsilon} = \frac{\Delta P}{S_0} \times \frac{\ell_0}{\Delta \ell}$$

2) DETERMINACIÓN DEL MÓDULO EMPLEANDO EXTENSÓMETROS ELÉCTRICOS

a) DE RESISTENCIA ÓHMICA VARIABLE (STRAIN GAGE)

Para el cálculo del módulo emplearemos el método de la regresión lineal.

Materia: Aleación de aluminio: ANSI 2014 - T6 - $S_0 = 89,1 \text{ mm}^2$

T6 = solubilizado y envejecido artificialmente

Máquina empleada: Universal Mohr-Federhaff 40 tf

Temperatura: 19 °C

Laboratorio: Escuela Otto Krause

Calibre eléctrico:

Marca: MM (Micro Measurements). Tipo: EA-13-187 BB120

(autocompensado para aluminio).

Resistencia eléctrica: 120 Ω **Materia:** Constantan (Cu-Ni).

Rango de temperatura: - 75 a + 175 °C

Límite de deformación: 5 %

Factor de calibre transversal: $K_t = + 0,7$

Cemento empleado: M Bond 200 de MM

Factor de calibre (axial): $K = + 2,10 \pm 0,5 \%$

Equipo de medición: indicador directo de deformación axial, modelo P350A-

Vishay, utilizado en cuarto de puente. Apreciación: 10^{-6}

Factor de calibre del equipo: regulable; se lo hace coincidir con el factor

de calibre axial ($K_c = 2,10$).

VALORES DE ENSAYO

i	P (kgf)	ϵ ($\times 10^{-3}$)	σ (kgf/mm ²)
1	350	0,6	3,92
2	480	0,8	5,38
3	610	1,0	6,84
4	745	1,2	8,36
5	880	1,4	9,87
6	1015	1,6	11,39
7	1145	1,8	12,85
8	1280	2,0	14,36
9	1415	2,2	15,88
10	1545	2,4	17,34
11	1680	2,6	18,85
12	1815	2,8	20,37

Para obtener una mejor apreciación de las deformaciones, se aconseja emplear la máxima amplificación de la señal del extensómetro eléctrico.

Es de hacer notar que el método que surge de la aplicación directa de la ley de Hooke puede también aplicarse cuando se emplean extensómetros mecánicos, ópticos o eléctricos, obteniéndose los valores de cálculo en el indicador analógico o digital (registro de cargas) y en el extensómetro (deformaciones) o equipo de medida si se emplean calibres eléctricos.

2) Determinación múltiple (método de cargas y descargas)

Materia: SAE 1010 - Recocido - $S_0 = 40,71 \text{ mm}^2$

Máquina empleada: Servohidráulica MTS de 5.000 kgf

Laboratorio: Escuela Otto Krause **Temperatura:** 22 °C

Calibre eléctrico registrador: MTS - Tipo axial

Extensómetro incorporado: de resistencia óhmica variable.

Longitud de calibre: 25,4 mm **1" - Rango de empleo:** 5 %

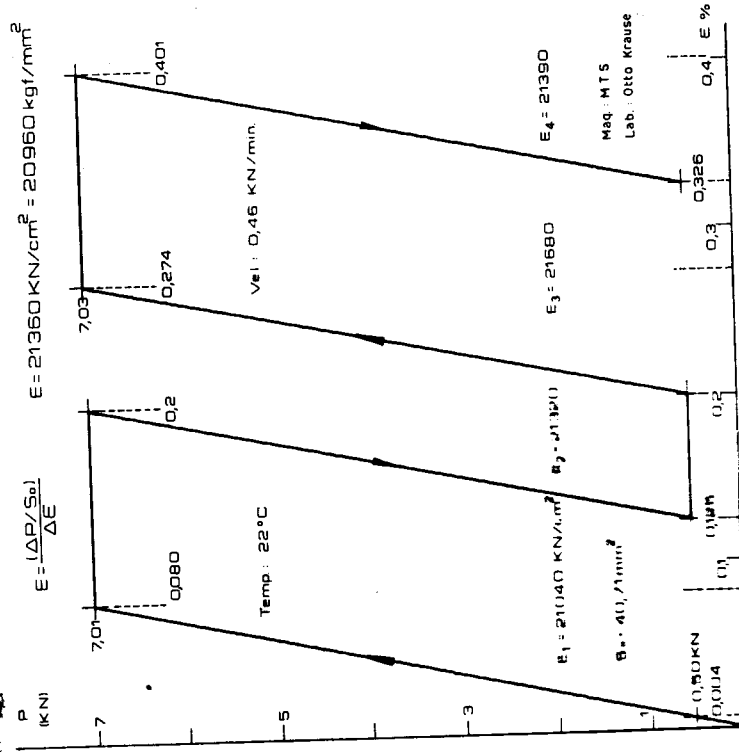


Figura 2.49. (Cargas y descargas en el periodo elástico de un SAE 1010. Recocido.

E promedio = 20.960 kgf/mm²

La figura 2.49 indica el diagrama de ensayo, en su período inicial, obtenido con registro electrónico, que permite, mediante la aplicación directa de la ley de Hooke, determinar el módulo de elasticidad.

Puede observarse que se han efectuado cuatro ciclos de cargas y descargas, entre límites, para obtener el módulo por el promedio de las determinaciones.

2.25. DETERMINACIÓN DE LOS LÍMITES CONVENCIONALES

Si al igual que para el cálculo del módulo medimos las deformaciones para cada carga, empleando un extensómetro de clase A o B1, resulta posible dibujar el diagrama $P-\Delta\ell$ (o $\sigma-\epsilon$) hasta determinado límite de la zona de alargamientos plásticos, sobre el que se podrá realizar el procedimiento gráfico que permita fijar el o los límites convencionales, o sea encontrar la carga y la tensión capaces de producir en el metal o aleación una preestablecida deformación plástica.

Para la determinación de los límites convencionales se pueden emplear extensómetros mecánicos, ópticos o eléctricos, siendo dos las posibles técnicas de ensayo:

a) comenzando con la aplicación de una cierta carga "cero" que se incrementará y volverá a la inicial, en sucesivos aumentos hasta determinar aquella que origina la deformación plástica preestablecida. Procedimiento poco utilizado.

b) efectuando incrementos continuos de cargas, fijando las deformaciones para cada una de ellas, sin necesidad de volver a las condiciones iniciales de la experiencia.

Con los valores obtenidos se construye el diagrama, se fija sobre el eje de los alargamientos el valor de la deformación plástica convencional y desde ese punto se traza la paralela a la recta de Hooke, su intersección con la curva de ensayo dará la carga o tensión al límite buscado. Método más aconsejado.

Determinación del límite convencional 0,2 empleando el procedimiento gráfico.

Materia: SAE 4130 - $d_0 = 10 \text{ mm}$

Máquina empleada: Universal Shimadzu de 50 tf

Temperatura: 18 °C

Laboratorio: Universidad Tecnológica Nacional - Regional Buenos Aires.

Extensómetro: eléctrico de resistencia óhmica variable.

Marea: Tokyo Sokki Kenkyujo

Tipo: PL-5-23 - Resistencia óhmica = 120 Ω

Factor de calibre: $K = 2,05$

Equipo de medición: Phillips - SG-PR9205 para calibres de 120 a 200 Ω
Factor de calibre: $K_e = 2,0$

GRÁFICO DE ENSAYO

Con los valores de cargas y deformaciones se dibuja el diagrama P-ε, figura 2.50, en el que se observa que el cero de coordenadas no resulta coincidente con la recta del período inicial, lo que impone efectuar una “corrección de cero”, obteniéndose un nuevo origen a partir del cual se toma la deformación plástica para el cálculo del límite 0,2.

$$P_{0,2} = 5195 \text{ kgf} \quad ; \quad \sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{S_0} = 66 \text{ kgf/mm}^2 = 647,5 \text{ MPa}$$

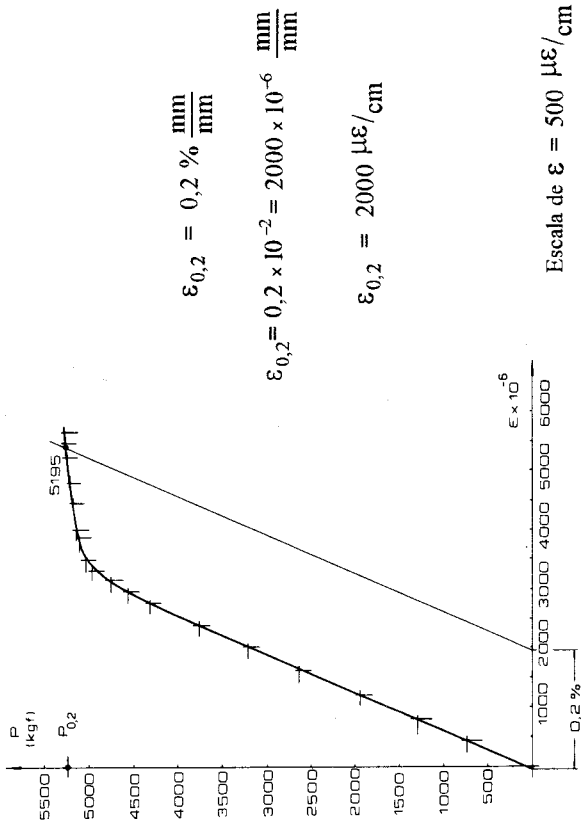


Figura 2.50. Determinación del límite convencional de un SAE 4130.

2.26. DETERMINACIÓN DEL MÓDULO LONGITUDINAL Y LÍMITE CONVENCIONAL EN MÁQUINA CON MICROPROCESADOR

El empleo de dispositivos electrónicos en las máquinas de ensayos permite computar los resultados en monitores y en unidades de impresión, previa entrega de los valores para el cálculo y orden para monitorear los datos que se requieran en la experiencia.

Cuando el instrumento de medición de las deformaciones presenta, como en este caso, escala de lectura graduada en base a un determinado calibre patrón, el factor del equipo puede resultar de distinto valor que el axial (K) del extensómetro empleado, por lo que es necesario determinar un “factor de medida” Km, que multiplicado por la lectura efectuada en el registro del aparato, dará el alargamiento para cada carga, con apreciación de 10⁻⁶

$$\text{Factor de medida} = K_m = \frac{\text{Factor del Equipo}}{\text{Factor del Calibre}} = \frac{K_e}{K} = \frac{2}{2,05} = 0,9756$$

VALORES DE ENSAYO

Nº	P (kgf)	εe x 10 ⁻⁶	ε x 10 ⁻⁶
1	720	455	444
2	1340	840	820
3	1960	1235	1205
4	2610	1660	1620
5	3210	2060	2010
6	3770	2446	2386
7	4310	2834	2765
8	4570	3044	2970
9	4780	3235	3156
10	4920	3409	3326
11	5020	3581	3494
12	5100	3960	3863
13	5120	4095	3995
14	5130	4579	4467
15	5160	4919	4799
16	5190	5394	5262
17	5200	5590	5454
18	5210	5805	5663

$$\epsilon = \text{Lectura} \times \text{Factor de medida} = \epsilon_e \times K_m$$

Habiéndose empleado un calibre activo del tipo estándar, se impone utilizar otro calibre como compensador de temperatura (extensómetro inactivo), por lo que la conexión resultó de 1/2 puente.

Material: acero sin identificar - $S_0 = 0,5 \times 0,125"$

Máquina empleada: Universal Baldwin de 50 tf, con programador (2.28.5)

Laboratorio: SATEC Systems, Inc. Grove City - PA-USA.

Temperatura: 15 °C

Calibre eléctrico registrador: SATEC - KSMD - $l_e = 2"$

Amplificación: 2 rangos: 1:5 a 1:20 y 1:25 a 1:500

Alcance máximo: 1,5"

El diagrama de ensayo, figura 2.51, se obtuvo en un registrador XY comandado por las señales de una celda de carga y por un calibre eléctrico.

En los datos impresos puede observarse que no sólo se determinaron el módulo y límite convencional 0,2, sino que también otros valores que definen las propiedades mecánicas del material. Además se comprueba que en pocos segundos el equipo entrega los valores en el sistema de unidades que se le solicite.

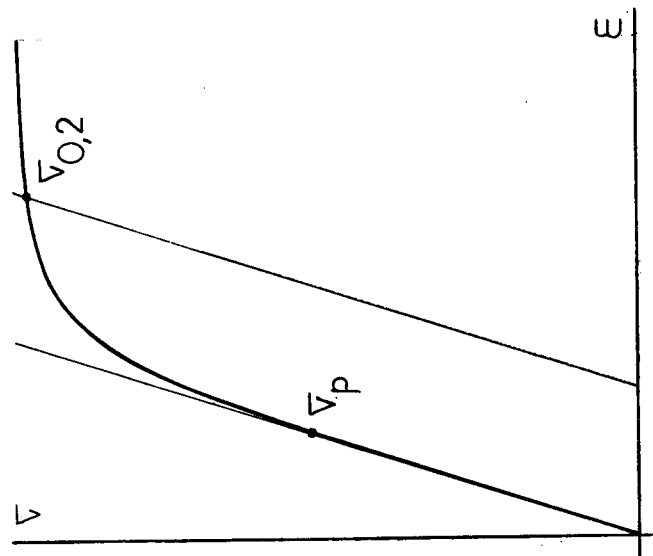


Figura 2.51. Diagrama de tracción de un acero obtenido con celda de carga y calibre eléctrico.

```
***TENSILE TEST***
SPECIMEN CODE ..... ANTONIO GONZALEZ ARIAS
YOUNG'S MODULUS ..... 216 000 MPa
0.20 % OFST YLD LOAD ..... 22 930 N
0.20 % OFST YLD STRES ..... 568.80 MPa
0.50 % EXT UNDER LOAD ..... 571.50 MPa
DROP OF BEAM YIELD ..... 0 MPa
ULTIMATE LOAD ..... 23 390 N
ULTIMATE STRES ..... 580 MPa
% ELONGATION ..... 10
% REDUCTION OF AREA ..... 28
TIME -- 11:17:02 AM DATE -- 01/29/80
```

```
***TENSILE TEST***
SPECIMEN CODE ..... ANTONIO GONZALEZ ARIAS
YOUNG'S MODULUS ..... 22 000 KG/SQ-MM
0.20 % OFST YLD LOAD ..... 2 339 KGS
0.20 % OFST YLD STRES ..... 58 KG/SQ-MM
0.50 % EXT UNDER LOAD ..... 58.27 KG/SQ-MM
DROP OF BEAM YIELD ..... 0 KG/SQ-MM
ULTIMATE LOAD ..... 2 385 KGS
ULTIMATE STRES ..... 59 KG/SQ-MM
% ELONGATION ..... 10
% REDUCTION OF AREA ..... 28
TIME -- 11:16:37 AM DATE -- 01/29/80
```

```
***TENSILE TEST***
SPECIMEN CODE ..... ANTONIO GONZALEZ ARIAS
YOUNG'S MODULUS ..... 31 300 000 PSI
0.20 % OFST YLD LOAD ..... 5 156 LBS
0.20 % OFST YLD STRES ..... 82 490 PSI
0.50 % EXT UNDER LOAD ..... 82 890 PSI
DROP OF BEAM YIELD ..... 0 PSI
ULTIMATE LOAD ..... 5 259 LBS
ULTIMATE STRES ..... 84 150 PSI
% ELONGATION ..... 10
% REDUCTION OF AREA ..... 28
TIME -- 11:16:12 AM DATE -- 01/29/80
```

2.27. MÁQUINAS DE ENSAYOS

Las máquinas empleadas para la realización de los ensayos de tracción en barras y perfiles son generalmente del tipo denominado "universal", por adaptarse a experiencias de compresión, flexión, plegado, corte e incluso torsión en algunos de sus modelos.

Pueden clasificarse, en forma general, según el mecanismo o dispositivo utilizado para obtener la carga de ensayo, en máquinas hidráulicas, mecánicas o electromecánicas y por la posición del material a ensayar en verticales y horizontales, éstas últimas no resultan universales y son preferentemente empleadas para el ensayo de cadenas y cables.

Si bien las primeras máquinas de ensayos (1880), presentaban "cursosores" para el registro de cargas, ante la necesidad de aumentar la precisión en las

determinaciones, incluyendo la obtención de los diagramas de ensayo, se crearon equipos dinamométricos hidráulicos, mecánicos y electromecánicos, presentando en la actualidad registros computerizados que aseguran una casi total exactitud.

MÁQUINA UNIVERSAL BALDWIN DE 30tf

La máquina hidráulica universal Satec, sistema Baldwin de la figura 2.52 es de 30 tf de alcance, presenta control semiautomático a través de dos válvulas micrométricas (de carga y descarga), que permiten al operador ajustar la velocidad de carga a las exigencias del ensayo, para satisfacer lo aconsejado por las normas y, como alternativa, una válvula de paso, que anulando a las anteriores hace posible efectuar la carga o descarga a la máxima velocidad (desplazamientos rápidos)

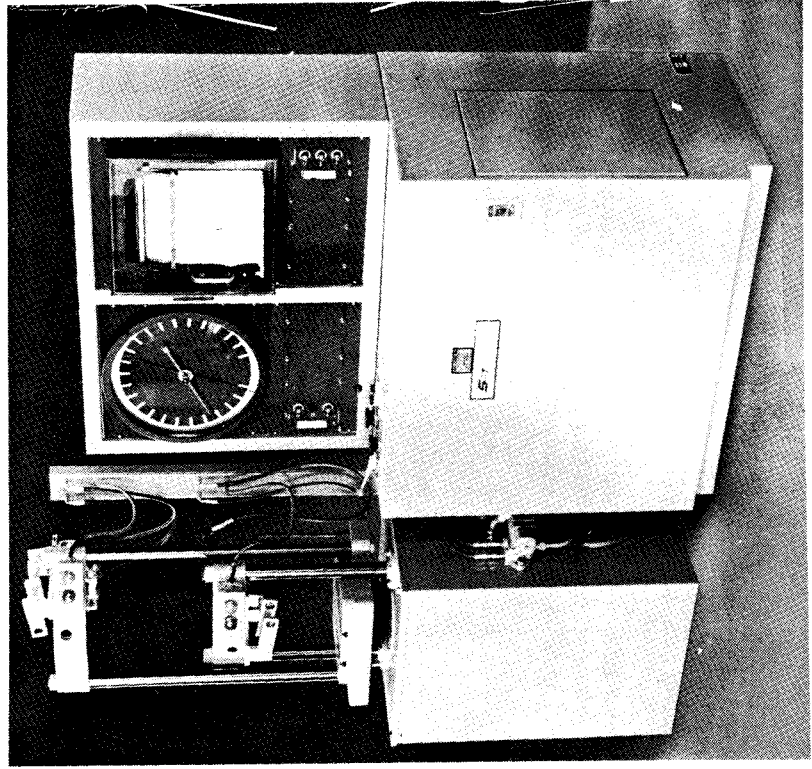


Figura 2.52. Máquina universal hidráulica Baldwin de 30 tf (Otto Krause)

La unidad de carga está constituida por un sistema hidráulico (cilindro-pistón), montado en su base y accionado por el aceite a presión de una bomba rotativa.

El pistón en su desplazamiento produce el movimiento hacia arriba de un pórtico que le es solidario, constituido por dos columnas, una travesa superior y un plato inferior, de manera de generar la carga de ensayo si el material se coloca entre éstos y un cabezal o travesa central, rígidamente unido a la base por otras dos columnas. Se obtendrá tracción entre el cabezal superior y el intermedio y compresión, flexión, plegado y corte, entre el plato y la travesa central, para lo cual la máquina dispone de los accesorios normalizados correspondientes.

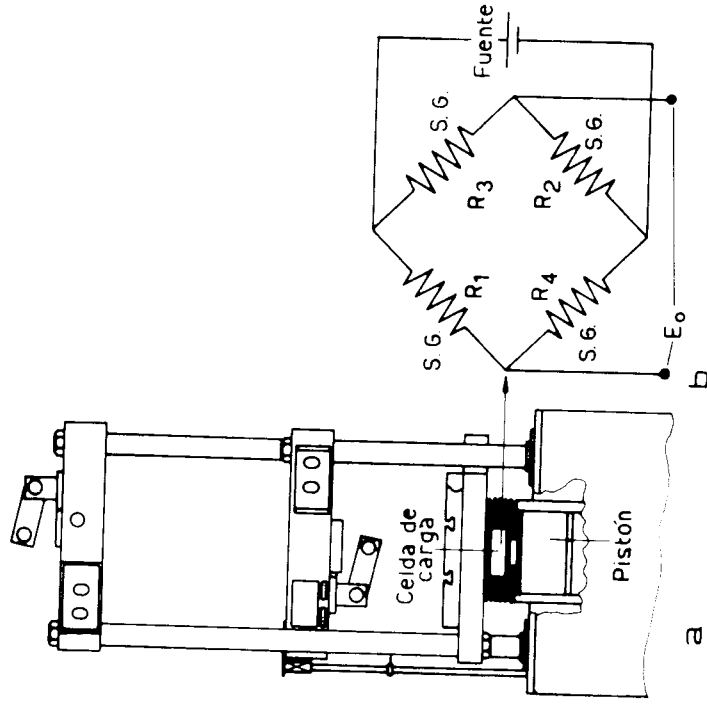


Figura 2.53. Celda de carga, máquina universal Baldwin.

La medición de la fuerza ejercida por la máquina sobre el material se efectúa por medio de una celda de carga montada entre el pistón y la mesa.

El sistema de celda de carga está básicamente constituido por una estructura doble T o anular de comportamiento elástico en el rango de medición, cuya deformación proporcional a la carga, es medida por un circuito de .4

strain gage (autocompensados por temperatura), en conexi6n de puente completo, figura 2.53a.

La deformaci6n desbalancea el puente, dando como resultado una se1al de salida E_0 , figura 2.53b, directamente proporcional a la sollicitaci6n. Esta se1al es amplificadas por el m6dulo de carga a un valor de 0 a 10V para alimentar el indicador anal6gico (balanceado, accionado por un servomotor) o digital, con indicaci6n instant1nea y retenci6n del pico de carga, y a un registrador XY. Este m6dulo permite adem1s compensar los pesos muertos con el ajuste de cero y seleccionar el rango de medici6n entre los cuatro posibles (30 - 6 - 1,2 y 0,3 tf) y un quinto variable entre los extremos.

El movimiento de la "aguja de carga", al producirse la se1al el1ctrica proveniente de la celda, indicar1 sobre el cuadrante graduado el esfuerzo en unidades del sistema t1cnico o internacional. El cuadrante est1 dividido en 1200 partes, por lo que las apreciaciones de lectura de cargas resultan, para los distintos alcances, de 25; 5; 1 y 0,25 kgf/div.

El registro de las deformaciones se realiza a trav1s de "extens6metros registradores" (el1ctricos de inductancia variable) y la respuesta es amplificadas y acondicionadas de acuerdo al rango de magnificaci6n elegido entre los cinco disponibles para alimentar al registrador, alto, medio alto, medio bajo y bajo, con un variable entre los extremos, de acuerdo al extens6metro.

El diagrama de ensayo se obtiene en el registrador XY (plano o circular) con base de tiempo, permitiendo graficar los diagramas $P-\Delta\ell$, $P-t$ y $P-\varepsilon$, en registrador plano de 25×38 cm.

Extens6metro de inductancia variable

El extens6metro empleado para registrar las deformaciones en el diagrama de ensayo (registrador electr6nico), es de inductancia variable del tipo LVDT, figura 2.54, formado por un transformador de entrehierro m6vil con secundario

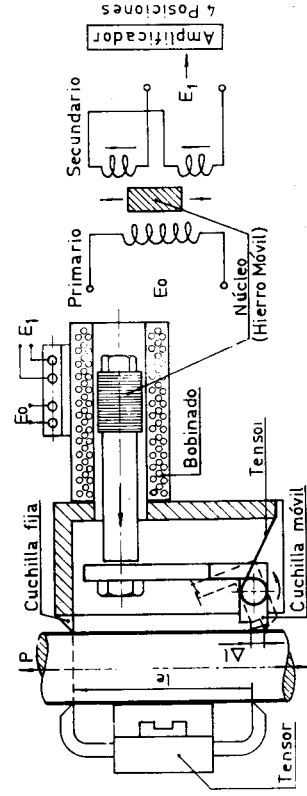


Figura 2.54. Extens6metro el1ctrico de inductancia variable.

partido conectado en oposici6n (transformador diferencial); presenta salida lineal en funci6n de la deformaci6n del material.

Su principio de funcionamiento est1 basado en el cambio de la tensi6n en cada rama del secundario al desplazarse el entrehierro por efecto de la deformaci6n, tal como puede deducirse de la figura, generando una tensi6n (E_1) resultante en bornes del secundario del circuito.

La salida del extens6metro es amplificadas para obtener distintas escalas en el registro de la m1quina, seg1n la necesidad de la experiencia.

Con el extens6metro 3M-SSI pueden obtenerse cinco amplificaciones: en baja 250:1, media baja 500:1, media alta 1 000:1, alta 2000:1 y una quinta continuamente ajustable entre extremos.

La determinaci6n de las escalas parte de considerar la amplificaci6n dada por el coeficiente de amplificaci6n k , es as1 que tenemos:

$$\Delta\ell = \frac{1}{k} \times e \text{ (e: medida lineal en el gr1fico sobre el eje } \Delta\ell \text{)}$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta\ell}{\ell_e} = \frac{1}{k \times \ell_e} \times e \left(\frac{1}{k \times \ell_e} = FC; \text{ factor de calibraci6n} \right)$$

Si consideramos al extens6metro en baja: $k = 250$, para $\ell_e = 25$ mm, la escala de ε resulta ($e = 1$ cm).

$$\varepsilon = \frac{1}{250 \times 2,5} = \frac{1}{625} = 0,0016 = 1600 \times 10^{-6} = 1600 \mu\varepsilon / \text{cm}$$

A diferencia de otras m1quinas que presentan mordazas intercambiables, para los distintos alcances de medida de las probetas, la m1quina Baldwin dispone de un solo juego para probetas cil1ndricas y otro para las planas, que permiten modificar los l1mites de abertura m1xima y m1nima, mediante planchuelas que se colocan entre las mordazas y el cabezal, debiendo tenerse especial cuidado de que aquellas no sobresalgan del plano del cabezal, pudiendo ensayarse probetas planas de 50 mm de ancho $\times$ hasta 25 mm de espesor y cil1ndricas de 6 a 30 mm de di1metro.

El ajuste de las mordazas, que evitar1 resbalamientos durante el ensayo, se realiza mediante un dispositivo de accionamiento hidr1ulico.

MAQUINA UNIVERSAL BALDWIN DE 50 tf CON PROGRAMADOR Y MICROPROCESADOR

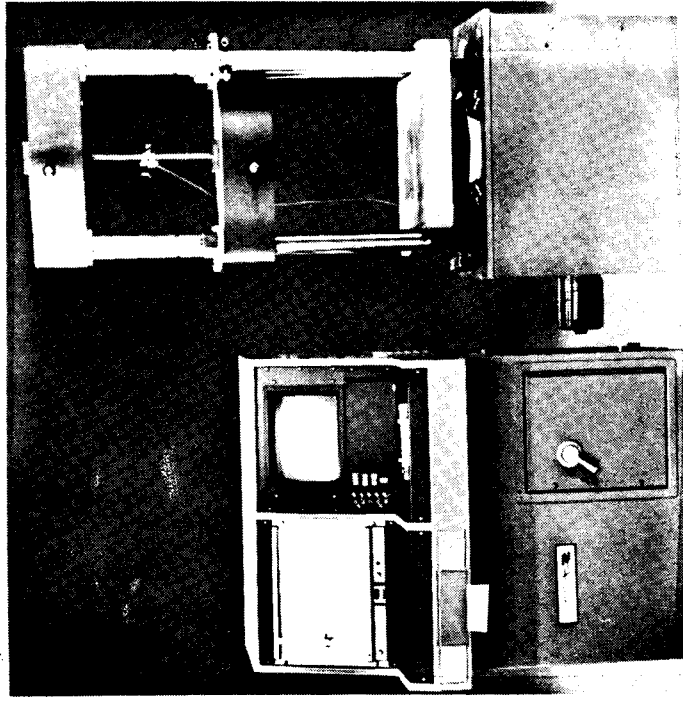


Figura 2.55. Máquina universal Baldwin de 50 tf computarizada.

La figura 2.55 corresponde a una máquina hidráulica universal Baldwin, gentileza de SATEC, USA, que presenta control computarizado y sistema colector de datos.

La unidad incluye un registrador XY que permite obtener la curva tensión-deformación. El microcomputador hace posible el control automático de ciclo cerrado sobre las señales de carga, deformación o desplazamiento entre cabezales.

El ensayo es programado en base a instrucciones en forma de preguntas que aparecen en el monitor. Todos los datos son monitoreados simultáneamente con el ensayo, reteniendo el pico de carga, la velocidad de carga, deformación, velocidad de deformación, etc.

Los resultados del ensayo incluyendo el módulo de elasticidad, la tensión al límite convencional y la resistencia estática a la tracción son monitoreadas en unidades del sistema métrico, internacional o inglés, según se solicite al

programador e impresos por la unidad correspondiente.

En máquina similar a la descripta hemos efectuado el ensayo para la determinación simultánea del módulo de elasticidad longitudinal y límite convencional 0,2 de un acero.

MÁQUINA PARA ENSAYOS DE TRACCION SCHENCK DE 100 MN

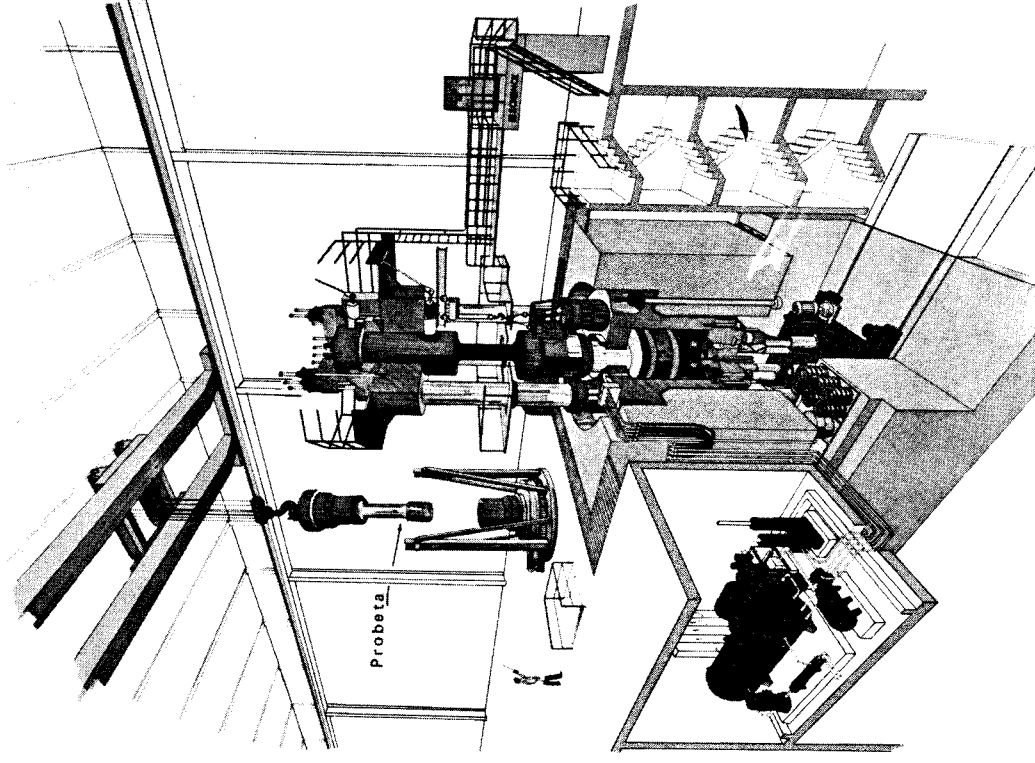


Figura 2.56. Máquina Schenck de 100 MN.

La máquina Schenck, servohidráulica de la figura 2.56, de 10.000.000 kgf, resulta la de mayor alcance en su tipo de cuantas se hayan construido hasta el presente, fue diseñada con la finalidad de obtener valores de las propiedades mecánicas de metales a emplear en la construcción de reactores, en donde la seguridad es de enorme importancia, al extremo de no confiarse en la transferencia de valores obtenidos en probetas normalizadas, cuando los elementos componentes presenten grandes dimensiones.

2.28. CONTROLOR DE LAS MAQUINAS DE ENSAYOS

Antes de realizar un ensayo riguroso, cuando se nota alguna anomalía en la máquina o también cuando se la somete a una reparación importante y en general en forma periódica, debe comprobarse su perfecto funcionamiento, lo que se realiza utilizando dinamómetros a mercurio (cajas de comprobación) o bien los aros de calibración. el método de las pesas, patrones a cuadrante o celdas de carga.

Las normas indican que una máquina de ensayo está dentro de las tolerancias admitidas para su uso cuando el error de carga no excede del $\pm 1\%$, para valores dentro del mismo signo o del 1% de diferencia entre valores de signos contrarios.

Varios son los equipos y procedimientos a utilizar para la determinación de los errores de carga en los registros analógicos, digitales o electrónicos de las máquinas de ensayo.

2.28.1 COMPROBADORES DE CARGA TIPO "RELOJ"

Verificaciones rápidas y exactas de las máquinas de ensayos pueden realizarse mediante el empleo de comprobadores de cargas, con medición directa de las mismas.

El comprobador de la figura 2.57, es de la casa Mohr-Federhaff y se emplea con cargas de tracción.

2.28.2 AROS DE CALIBRACIÓN

Son anillos metálicos que bajo la acción de fuerzas de tracción o compresión, sufren deformaciones elásticas aproximadamente proporcionales a las cargas. Estas deformaciones, extremadamente pequeñas, se miden mediante un tornillo micrométrico y una lengüeta vibrante montada diametralmente en el anillo, tal como se observa en la figura 2.58.

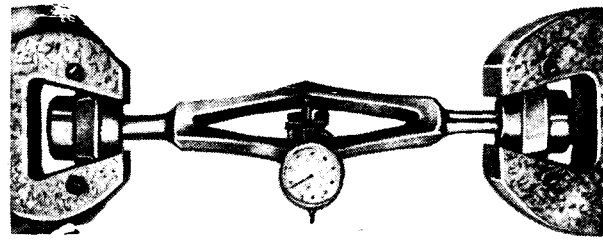


Figura 2.57. Comprobador de cargas (Lab. Otto Krause).

Operación

Una vez montado el dispositivo adecuado, según que se emplee al aro bajo cargas de tracción o compresión, se realizan las lecturas. Para efectuarlas se procede de la siguiente manera: se gira el dial del tornillo micrométrico hasta que la bolilla que posee casi toque la lengüeta vibrante; usando un lápiz o punta se hace oscilar la lengüeta según un arco de aproximadamente $1/2''$ de longitud. Se sigue girando lentamente el dial hasta que la lengüeta roce a la bolilla sin frenarla bruscamente. En éstas condiciones se lee el número de divisiones mediante un índice.

Simultáneamente se debe medir la temperatura del ambiente próximo a la máquina, pues su variación afecta las determinaciones, debiendo calcularse el "error por temperatura".

Si bien el error por temperatura resulta tal vez el más importante, pueden producirse errores por la variación en el tiempo de lectura para carga cero y en carga, en cada determinación, que produce variaciones en el comportamiento del creep elástico (anelasticidad); por deficiente alineación del aro, por el cambio de calibración en el tiempo y error debido al desgaste de la lengüeta. La National Bureau of Standards (USA) aconseja el empleo de los aros de calibración y da, para cada caso, fórmulas o ábacos para corrección por error.

EJEMPLO DE UNA CALIBRACION

1) Lectura para carga cero

Este valor puede o no coincidir con el cero del anillo y se toma para efectuar la corrección correspondiente.

2) Lectura para la carga de calibración a la temperatura t

Se aplica sobre el anillo la carga deseada y se obtiene un determinado número de divisiones.

3) Corrección de cero

Si la lectura sin carga (primer paso) no coincide con el cero del dial, deberá sumarse o restarse ese valor (ya sea negativo o positivo), al número de divisiones obtenidos para la carga de calibración.

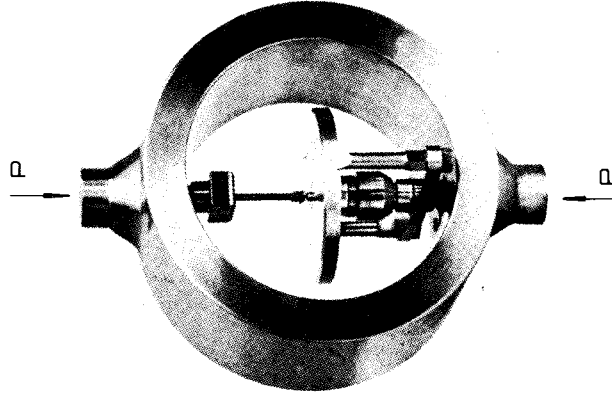


Figura 2.58. Aro de calibración Morehouse. (Lab. Otto Krause).

4) Corrección por temperatura

Si la temperatura de ensayo no coincide con la de calibración del anillo (23°C), debe corregirse el valor del número de divisiones leído según la siguiente expresión:

$$N^{\circ} \text{div}_{23^{\circ}\text{C}} = N^{\circ} \text{div}_{t^{\circ}\text{C}} - 0,00027 (t^{\circ}\text{C} - 23^{\circ}\text{C}) N^{\circ} \text{div}_{t^{\circ}\text{C}}$$

5) Obtención de la carga aplicada al anillo

Con el valor ya corregido por temperatura y cero se ingresa a tablas dadas por el fabricante del aro, que nos proporciona el valor de carga correspondiente.

6) Cálculo del error absoluto de carga (e_a)

Se obtiene por la diferencia entre la carga leída en la máquina de ensayo y la proporcionada por el anillo.

7) Cálculo del error relativo (e_r)

Se obtiene del cociente entre el error absoluto y la carga en la máquina de ensayo.

8) Evaluación de los resultados

Una vez obtenidos los errores relativos correspondientes a distintas cargas del alcance o rango a calibrar, se verificará que se cumplan las siguientes condiciones:

- El error relativo máximo no debe superar el 1 %.*
- La diferencia máxima de errores relativos no debe superar el 1 %.*

Máquina calibrada: Universal Mohr-Federhaff 40 tf

Laboratorio: Escuela Otto Krause.

Aro de calibración: Morehouse Machine Co.

Temperaturas: Inicial: 22 °C - Final: 22,2 °C

$$e_r \text{ máx} = 0,69 \% < 1,00 \%$$

$$|e_r \text{ máx} - e_r \text{ mín}| = [0,69 - (-0,27)] = 0,96 \% < 1,00 \%$$

- El error máximo debe ser menor del 1 %:

$$|e_r \text{ máx}| < 1,00 \%$$

- La diferencia máxima entre errores debe ser menor del 1 %

$$|e_r \text{ máx} - e_r \text{ mín}| = < 1,00 \%$$

De los valores obtenidos en el ensayo recopilados en el cuadro siguiente, verificamos que la máquina contrastada, cumple con los límites de errores indicados por la National Bureau of Standards (USA).

P (kgf)	P (lbf)	Nº div.	Nº div. corregido	Corrección por temperatura	Nº div. final	P _{real} (lbf)	e _a (lbf)	e _r (%)
0	0	-2,0	83,6	0	83,6	0	35,9	0,54
3000	6613,9	136,3	139,1	0	139,1	10947,5	75,6	0,69
5000	11023,1	219,6	222,4	0,1	222,5	17526,4	110,6	0,63
8000	17637,0	275,3	278,1	0,1	278,2	21928,7	117,5	0,53
10000	22046,2	345,8	348,6	0,1	348,7	27510,6	47,2	0,17
12500	27557,8	415,9	418,7	0,1	418,8	33071,8	-2,5	-0,01
15000	33069,3	485,5	488,3	0,1	488,4	38604,3	-23,4	-0,06
17500	38580,9	555,9	558,7	0	558,8	44211,4	-119,0	-0,27
20000	44092,4	0	0	0	0	0	0	0

Valores de calibración empleando aro Morehouse

2.29. TRACCIÓN DE ALAMBRES

El ensayo de tracción en alambres es uno de los requisitos solicitados en las especificaciones técnicas para la recepción y control de sus propiedades mecánicas bajo cargas estáticas, y su ejecución se realiza siguiendo el mismo método que para barras y perfiles.

Sin embargo y teniendo en cuenta el pequeño valor que pueden presentar sus diámetros, no es aplicable la ley de semejanza o relación entre la longitud inicial y la sección del material, fijándose en general una distancia entre marcas de 100 ó 200 mm para alambres de diámetros inferiores a los 6 mm. Las normas ASTM indican que para diámetros mayores de 6,35 mm (1/4"), la longitud ℓ_0 deberá ser lo menos de cuatro veces su valor ($\ell_0 = 4 d_0$) o bien la especificada para el material.

Teniendo en cuenta que los alargamientos de rotura varían con la longitud inicial, a los efectos comparativos, es conveniente consignar en la planilla de ensayo, el valor de la que se adopta en cada caso.

Las máquinas de ensayo para alambres sólo requieren pequeños alcances, generalmente no mayor de 500 kgf, disponiendo de accesorios especiales que permitan tomar al material sin producir su rotura por aplastamiento. En gran cantidad de modelos son del tipo de banco, pudiendo ser verticales u horizontales.

COMPRESIÓN

3.1. COMPRESIÓN

El ensayo de compresión "estática" consiste en aplicar a la probeta en la dirección de su eje longitudinal (figura 3.1), una carga que tienda a producir su acortamiento y cuyo valor se irá incrementando lentamente hasta la rotura o suspensión del ensayo.

Ante la necesidad de disponer de transmisores de cargas en contacto con el material, se generan fuerzas de rozamiento opuestas a su libre expansión transversal, que alteran el estado de tensión simple, y que hacen que el ensayo no defina exactamente las propiedades mecánicas de resistencia (σ_{RC}) y deformabilidad en la rotura de los metales por compresión, con excepción de las fundiciones, que presentan una gran fragilidad.

El rozamiento, que puede restringir la libre deformación en las zonas de contacto del material con las placas de compresión, obliga a incrementar la carga aplicada y consecuentemente genera un aumento aparente en el valor de la resistencia.

Otro de los inconvenientes a tener en cuenta en la determinación de la resistencia estática a la compresión está dado por los distintos valores que pueden obtenerse, aún para un mismo material, al variar la relación diámetro-altura de la probeta.

Sin embargo los valores obtenidos en compresión son de interés en aquellos metales que en los procesos de fabricación, como el forjado y laminado, se encuentren sometidos a importantes deformaciones.

Resultan de utilidad práctica en los proyectos de estructuras sujetas a cargas de compresión o flexo-compresión.

Por otra parte y en consideración a la fácil disgregación y heterogeneidad constitutiva de los hormigones, que impiden la realización de los ensayos

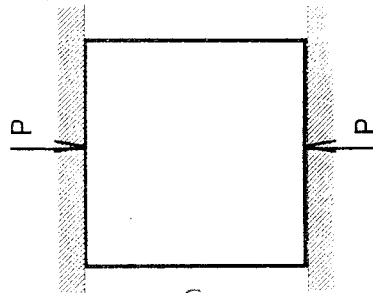


Fig.3.1. Compresión simple.

$$\sigma_{cc} = \frac{P}{S_0} \quad \text{Tensión estática convencional de compresión en cualquier instante del ensayo.}$$

$$\sigma_{RC} = \frac{P_{max}}{S_0} \quad \text{Resistencia estática convencional a la compresión}$$

estándar de tracción, los de compresión son de importancia para fijar sus usos prácticos en base a la cantidad y calidad de sus componentes.

El diagrama obtenido en un ensayo de compresión presenta para los aceros, al igual que el de tracción, un período elástico y otro plástico, obedeciendo la recta inicial a la ley de Hooke.

En materiales como el cobre, aluminio y similares, ~~en donde~~ el período elástico casi no existe ~~o sea en aquellos que prácticamente tienen deformaciones plásticas desde el comienzo de la aplicación de la carga, el diagrama obedece también, como en el caso de tracción, a la ley potencial.~~

En los gráficos de metales sometidos a compresión, obtenidos directamente en el módulo de registro de la máquina de ensayo, que indica la figura 3.2., sobre probetas cilíndricas de una altura doble con respecto al diámetro, se verifica lo expuesto anteriormente, siendo además posible deducir que los materiales frágiles (fundición) rompen prácticamente sin deformarse, y que los maleables, en cambio, sufren grandes acortamientos sin llegar, en algunos casos, a la rotura propiamente dicha (aceros de bajo porcentaje de carbono).

En los diagramas de los aceros maleables, obtenidos directamente de la máquina en ensayos, realizados minuciosamente y con aplicación muy lenta de los incrementos de cargas, pueden observarse pequeños períodos de fluencia con características similares a los obtenidos en tracción.

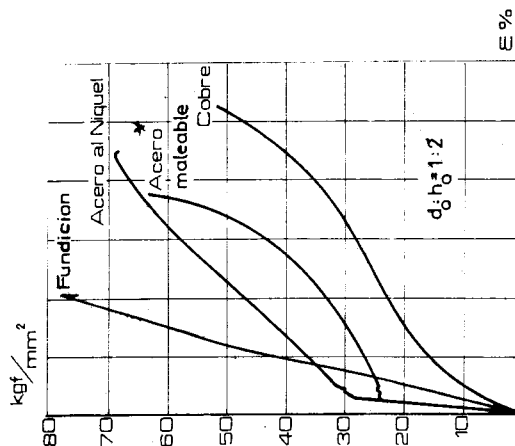


Figura 3.2 Diagrama de compresión

* Carga de suspensión de ensayo, no se alcanza la fractura.

Los gráficos resultan, al igual que en tracción, convencionales, en consideración a que los valores de las tensiones, están referidos a las secciones iniciales, y el registro de los aplastamientos corresponden a los experimentados en toda la altura de las probetas.

3.2. PROBETAS PARA COMPRESIÓN DE METALES

En los ensayos de compresión, la forma y dimensiones de las probetas tienen gran influencia, por lo que todas ellas deben ser normalizadas.

El rozamiento con los platos de la máquina hace aparecer, como dijimos, un estado compuesto de tensiones que aumenta la resistencia del material. La influencia de las tensiones de rozamiento va disminuyendo hacia la sección media de la probeta, razón por la cual se obtienen mejores condiciones de compresión simple cuando éstas se presentan con formas cilíndricas, de alturas normalizadas con respecto a sus diámetros, para evitar el efecto del flexionamiento lateral debido al pandeo.

Para el ensayo de compresión en metales, al igual que en hormigones, se adoptan probetas cilíndricas, que están exentas de la influencia del "efecto de forma" que tendría lugar en las aristas de las prismáticas o cúbicas.

El cuadro siguiente, que corresponde a ensayos realizados sobre la fundición gris ya verificada en tracción, nos muestra la importancia de la altura de la probeta con respecto a la longitud lineal de la base, en el valor de la resistencia a la compresión.

Material	Probeta N°	Diámetro mm	Altura mm	Sección mm²	σ_{EC} (kgf/mm² - MPa)
Fun. Gris	1	20	10	314	84 - 824
	2	20	20	314	74 - 726
	3	20	40	314	72 - 706

Las normas indican, para poder comparar valores, el empleo de probetas cilíndricas de 20 a 30 mm de diámetro e igual altura, para ensayos comunes, y de altura doble o triple para ensayos más rigurosos.

La norma ASTM E9 propone tres determinadas formas de probetas, corta, mediana y larga, lo que no excluye el uso de otras que se construyan de acuerdo con el tipo y cantidad de material disponible, empleándolas en forma tal que las primeras se usen para materiales metálicos que trabajarán soportando cargas normales y en espesores reducidos; las medianas, para ensayos generales y las largas, en especial, para la determinación del módulo de elasticidad por

compresión. Según ASTM E9, las probetas pueden ser:

Probetas cortas	$d_0 = 30$	$h_0 = 25$	$d_0 : h_0 = 0,8$
	$d_0 = 13$	$h_0 = 25$	$d_0 : h_0 = 2,0$
Probetas medianas	$d_0 = 30$	$h_0 = 85$	$d_0 : h_0 = 3,0$
	$d_0 = 25$	$h_0 = 75$	$d_0 : h_0 = 3,0$
	$d_0 = 20$	$h_0 = 60$	$d_0 : h_0 = 3,0$
	$d_0 = 13$	$h_0 = 38$	$d_0 : h_0 = 3,0$
Probetas largas	$d_0 = 32$	$h_0 = 320$	$d_0 : h_0 = 10,0$
	$d_0 = 20$	$h_0 = 160$	$d_0 : h_0 = 8,0$

Medidas en milímetros

Para que el esfuerzo se transmita en forma uniforme sobre las probetas, éstas se construyen de modo que las caras que tomarán contacto con los platos de la máquina sean perfectamente planas y paralelas, pese a ello para asegurar un perfecto apoyo es que uno de los platos transmisores de las cargas está montado sobre una rótula o superficie esférica que le permite un cierto juego.

El material con que están contruidos tanto el plato inferior como la rótula superior es de gran dureza, o por lo menos con las superficies de apoyo endurecidas, lo que evita deformaciones permanentes apreciables en los mismos, que falsearían los resultados del ensayo y deteriorarían el dispositivo.

3.3. FORMAS DE LAS FRACTURAS Y TENSIONES QUE LAS PRODUCEN

En compresión y por la acción restrictiva del rozamiento se produce un efecto de zunchado, de mayor intensidad en las superficies de contacto de la probeta con los platos transmisores de las cargas que disminuye hacia el centro del material, obteniéndose una zona de libre expansión o de compresión pura, que dependerá de su altura y naturaleza, y que hace que la probeta tienda a adquirir la forma de un tonel o barril, mucho más notorio en los

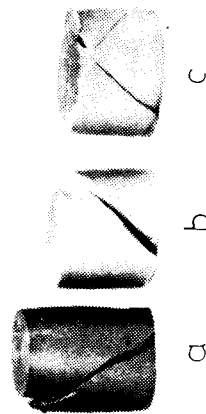


Fig. 3.3a. (Compresión: a) Fund. gris, b) Aleación de Al; c) Latón

metales tenaces.

La fractura de los metales por aplastamiento puede producirse formando conos denominados de compresión, como ocurre con algunas aleaciones de cobre o por deslizamientos de las secciones afectadas a las máximas tensiones tangenciales, broncees, aleaciones de aluminio, etc. figura 3.3a., o bien en forma de grietas cuando no presentan igual dureza en toda su superficie, por la compresión de las partes duras con otras más blandas (aceros forjados y pudelados).

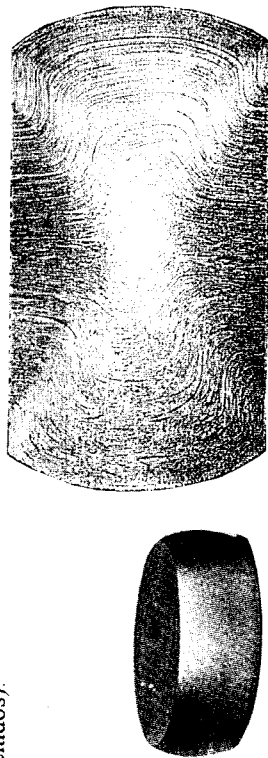


Figura 3.3b. (Compresión de SAE 1010 L.C y SAE 4340).

En los aceros maleables no se alcanza la fractura como se indica en la figura 3.3b, la que se complementa con la distribución cristalográfica que produce un aplastamiento del 56 % en un acero al molibdeno (AISI-SAE 4340).

La inclinación de los conos de compresión y de los planos de fractura, se debe al deslizamiento que produce la componente tangencial, que resulta de la descomposición de la tensión aplicada, figura 3.4, y que alcanza teóricamente su valor máximo para planos a 45°.

$$\begin{aligned}\tau_{\varphi} &= \frac{P_r}{S_1} = \frac{P \cdot \sin \varphi}{S_0 / \cos \varphi} = \\ &= \frac{P}{S_0} \sin \varphi \cdot \cos \varphi = \frac{\sigma_c}{2} \sin 2\varphi\end{aligned}$$

El máximo se obtiene para $\sin 2\varphi = 1$ que corresponde a $\varphi = 45^\circ$

$$\tau_{\varphi \text{ máx}} = \frac{\sigma_c}{2}$$

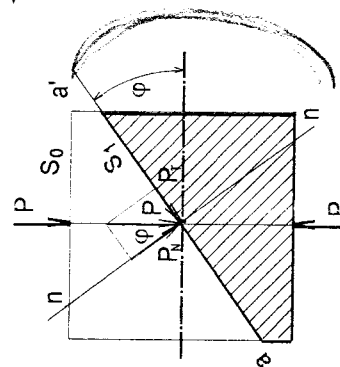


Figura 3.4. Tensiones en planos inclinados en compresión.

A igual resultado hubiéramos llegado si empleáramos el círculo de Mohr. Sin embargo las fracturas tienen lugar según planos que forman ángulos variables entre 50 y 60°, que no coinciden con los de máximos deslizamientos que corresponde al esfuerzo puro de compresión, debido al cambio del estado de tensión que produce el rozamiento y que obliga a aumentar las cargas aplicadas.

La fricción de las superficies de apoyo se puede reducir mediante una correcta lubricación sólida con láminas de flúorocarbono, molibdeno disulfurado, etc.

3.4. DETERMINACIONES A EFECTUAR EN ENSAYOS DE COMPRESIÓN

En general es posible efectuar las mismas determinaciones que en los ensayos de tracción, adaptándolas al tipo de esfuerzo y condiciones de ensayos.

Si el diagrama se obtiene directamente en el registro de la máquina sin el empleo de transductores para medir los acortamientos, es posible determinar las cargas al límite proporcional (Hooke), si la hubiera, y la máxima, para calcular las tensiones correspondientes.

Con el empleo de medidores de deformaciones tipo SG o similares (incorporados o no al registro de deformaciones de la máquina), para metales maleables y en los que presenten período inicial recto en sus diagramas, se calcula el límite elástico convencional $0,2$ ($0,002 \text{ mm/mm} = 0,2 \% \varepsilon$) y la resistencia estática a la compresión. En estos casos no se tiene en cuenta el valor al límite proporcional en virtud de iguales críticos ya explicitados en tracción.

$$\text{Resistencia estática a la compresión: } \sigma_{rc} = \frac{P_{\max}}{S_0}$$

En los metales maleables se puede fijar como valor de resistencia estática, a partir del diagrama de ensayo o de los registros extensométricos, a la carga necesaria para producir una deformación preestablecida, procedimiento de especial utilización en la producción de elementos que requieran tecnologías que apliquen el forjado o laminado de los metales.

$$\text{Tensión al límite de proporcionalidad: } \sigma_p = \frac{P_p}{S_0}$$

$$\text{Tensión al límite convencional } 0,2: \sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{S_0}$$

Se determina en forma similar al de tracción y requiere el empleo de strain gages o similares.

Además, aunque de menor trascendencia para definir las propiedades mecánicas de los metales a la compresión, pueden determinarse las variaciones unitarias porcentuales de los acortamientos y de las secciones transversales de las probetas, valores cuya exactitud dependen del tipo de destrucción que experimente el material en su fractura.

$$\text{Acortamiento unitario de rotura: } \delta\% = \frac{h_0 - h}{h_0} \times 100$$

$$\text{Ensanchamiento unitario transversal: } \psi\% = \frac{S - S_0}{S_0} \times 100$$

3.5. COMPRESIÓN DE FUNDICIÓN NODULAR

A título informativo y a los efectos de comparar los resultados con los obtenidos en tracción estática para la fundición gris, indicamos los valores de ensayos realizados en fundición esferoidal o hierro dúctil.

Laboratorio: Escuela Industrial Otto Krause.

Máquina: Anslers universal de 80 toneladas.

TRATAMIENTO	Relación $d_0 : h_0$	σ_p (kgf/mm ²)	σ_{rc} (kgf/mm ² - MPa)
Sin tratar	1 : 2	67	164 - 1609
Recocida	1 : 2	41	93 - 902
Normalizada y revenida	1 : 2	71	174 - 1707
Templada y revenida	1 : 2	65	198 - 1942

Las temperaturas de los tratamientos térmicos y el tipo de enfriamiento se han indicado al efectuar los ensayos de tracción de iguales materiales.

(De "Propiedades Mecánicas de Fundiciones Esferoidales" por los Ingenieros A. González Arias y L. A. Retaroli - Sociedad Argentina de Metales - SAM)

3.6. MÓDULO DE ELASTICIDAD

El valor del módulo de elasticidad por compresión coincide, generalmente, con el de tracción, y su determinación práctica se realiza, para los metales

que admiten proporcionalidad entre tensiones y deformaciones, partiendo de la ley de Hooke, con el empleo de calibres eléctricos de resistencia óhmica variable o similares para medir los acortamientos, con apreciación de por lo menos 0,001 mm/div.

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon}$$

La tabla N° 1, del apéndice II, nos da los valores de ensayo de algunos materiales.

Si bien el correcto maquinado de las probetas y la óptima conservación de los platos de la máquina favorecen a mejores condiciones de compresión simple, el efecto del rozamiento resulta inevitable, por lo que no es común pretender fijar las propiedades mecánicas de los metales, en base a estos ensayos. Sin embargo, se pueden emplear para valorar las propiedades de aleaciones frágiles y fundiciones, o bien realizarlos como pruebas tecnológicas que determinen, para una determinada deformación, si aparecen grietas en el material.

4 FLEXIÓN

4.1. FLEXIÓN

El esfuerzo de flexión puro se obtiene cuando el sistema de las fuerzas exteriores actuantes sobre un cuerpo se reduce a dos pares opuestos, que al actuar perpendicularmente a su eje longitudinal tienden a separar en giro, traccionando y comprimiendo entre sí a dos secciones transversales inmediatas, las que de acuerdo a la ley de Navier se mantendrán en sus planos.

Teoría aplicable al ensayo de materiales en los que la luz de las probetas resulta de importancia con respecto a su altura; en caso contrario la flexión debe analizarse aplicando la "teoría matemática de la elasticidad".

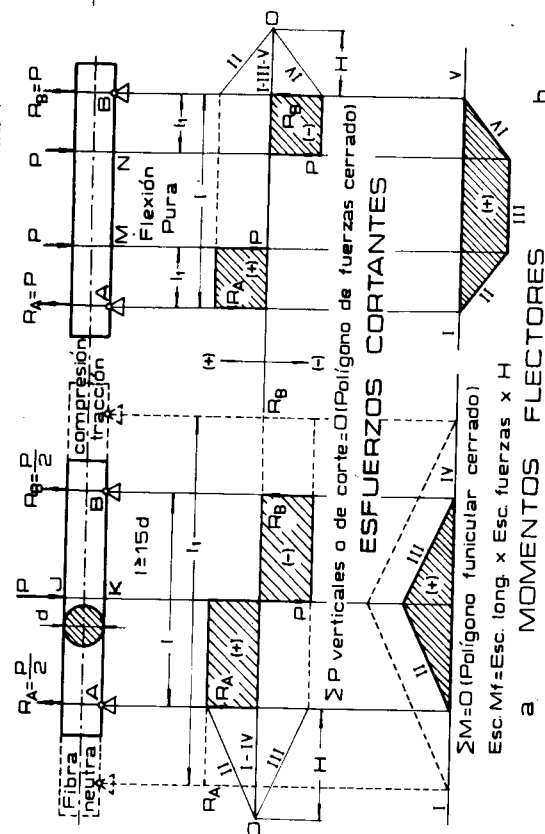


Figura 4.1. Diagrama de Momentos Flectores y Esfuerzos de Corte. a) Flexión de metales. b) Flexión para materiales de estructura heterogénea.

Para la ejecución de los diagramas de características, o sea aquellos que permitan determinar los efectos a que se encuentran sometidas las secciones transversales bajo cargas que producen el flexionamiento del material (Momentos Flectores y Esfuerzos de Corte y Normales), se debe determinar en primer lugar el valor de las reacciones mediante el polígono funicular de las cargas

aplicadas, para luego realizar el diagrama de momentos y posteriormente el esfuerzo de corte; en nuestro caso no hay esfuerzos normales. Por simetría hemos invertido el procedimiento en virtud de que las fuerzas reactivas (R_A y R_B) resultan conocidas y desarrollar así sobre el diagrama de corte, el funicular de las fuerzas actuantes.

En los ensayos de materiales de estructuras heterogéneas y en los dinámicos de fatiga por flexión rotativa se cumple plenamente con la definición del esfuerzo, figura 4.1b, para posibilitar que en la zona de flexión pura M/N (máximo momento flector - esfuerzo de corte nulo) tenga lugar la rotura en la sección más debilitada.

Sin embargo en el ensayo de flexión estática de metales frágiles las barras se disponen simplemente apoyadas con la aplicación de una carga concentrada en su punto medio, figura 4.1a, lo que hace que considerando la carga activa y las reactivas (reacciones de apoyo) no se generen los pares que impone la obtención de flexión pura en una zona del material.

En estas condiciones, además de producirse el momento de flexión requerido, se superpone a él un esfuerzo cortante, cuya influencia en el cálculo de la resistencia del material varía con la distancia entre los apoyos, debido a

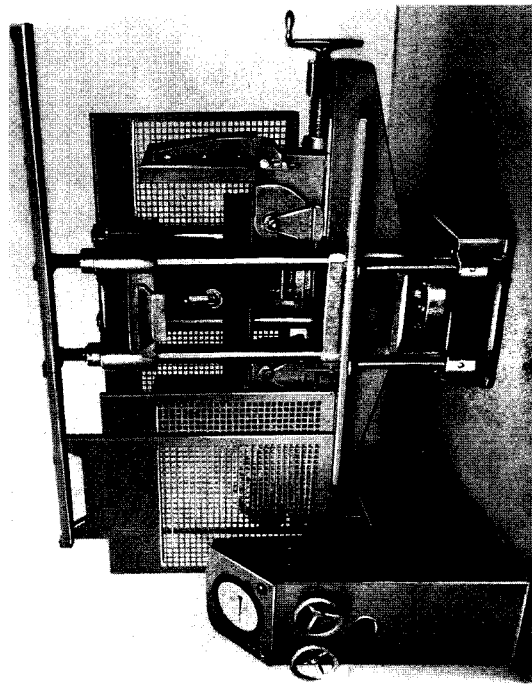


Figura 4.2. Máquina Mohr-Federhaff de 200 tf con dispositivos para flexión, que, mientras los momentos flectores aumentan o disminuyen con ésta, los esfuerzos cortantes se mantienen constantes, como puede comprobarse fácilmente en la figura 4.1a, por lo que será tanto menor su efecto cuanto mayor sea la luz entre apoyos.

Es por esta razón, que la distancia entre los soportes de la probeta se ha normalizado convenientemente en función de la altura o diámetro de la misma (ℓ entre 12 a 15 d según ASTM ó 20 d de acuerdo a DIN), pudiéndose aceptar entonces que la acción del esfuerzo de corte, resulta prácticamente despreciable frente a los valores que adquiere el de flexión.

En los metales además es posible preestablecer la sección de rotura, que indudablemente coincidirá con la del momento flector máximo, considerando que al policristal lo aceptamos como de naturaleza cuasi-isótropa, que presupone que todas las secciones transversales presentan la misma distribución cristalográfica, que se materializa con idéntico comportamiento ante la acción de la carga aplicada.

La figura 4.2. nos muestra la máquina Mohr-Federhaff, de 200 tf de alcance máximo, con protecciones para evitar que la probeta ensayada sea despedido de la mesa en el instante de la fractura, al quedar liberada la energía elástica que almacena. Esta máquina es especial para verificar rieles soldados (ensayos de soldaduras).

4.2. DISTRIBUCIÓN DE LAS DEFORMACIONES Y TENSIONES EN LAS SECCIONES TRANSVERSALES.

a) Período Proporcional o elástico

Por efecto del flexionamiento y de acuerdo con la aplicación de las cargas como vimos en la figura 4.1, las fibras interiores de la probeta sufren un

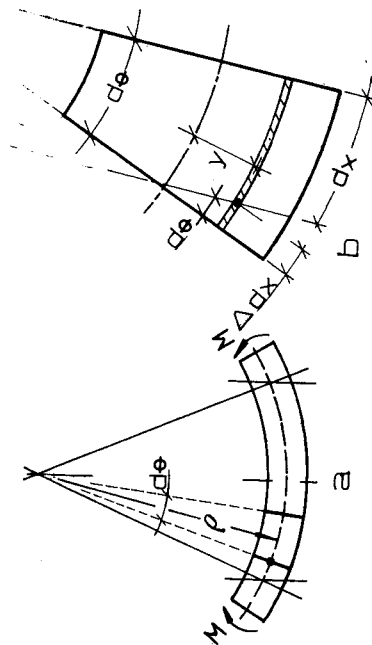


Figura 4.3. Separación en giro entre sí de dos secciones transversales.

alargamiento y las superiores un acortamiento, hecho que pone de manifiesto que estarán sometidas respectivamente a esfuerzos de tracción y compresión, de lo que deducimos que, si sobre una misma sección transversal actúan

tensiones de distinto signo, deberán existir puntos de ella para los cuales los esfuerzos sean nulos y consecuentemente nulas las deformaciones. Dichos puntos determinan una recta que, para la deducción de la fórmula que da la resistencia, la supondremos coincidente con el eje medio de la sección transversal y a la que se denomina *eje neutro*; la coincidencia de los ejes neutros de todas las secciones determina el *plano o fibra neutra* de la probeta.

En flexión pura y durante la deformación elástica o plástica de un material se ha comprobado experimentalmente que cada sección transversal, originalmente plana, permanecerá plana y normal a las fibras longitudinales de la viga (Navier), figura 4.3a. En consecuencia, la deformación unitaria de una fibra genérica distante en y del eje neutro, puede expresarse como función del giro relativo $d\phi$ en radianes de dos secciones infinitamente próximas, por lo que la figura 4.3b, ampliación de las secciones desplazadas, tenemos:

$$d\phi = \frac{dx}{\rho} = \frac{\Delta dx}{y} \quad \text{o bien} \quad \frac{\Delta dx}{dx} = \frac{y}{\rho}$$

$$\frac{1}{\rho} = \text{Radio de curvatura del eje neutro}$$

Como $\Delta dx / dx$ corresponde a la deformación unitaria de la fibra considerada, resulta:

$$\epsilon_y = \frac{y}{\rho}$$

que nos manifiesta que todos los puntos de la sección transversal se deforman proporcionalmente a sus distancias al eje neutro, y que las deformaciones máximas de tracción y compresión tienen lugar en las fibras extremas; que para la sección circular será igual al radio: $y_{\max} = R$, o sea que:

$$\epsilon_{\max} = \epsilon_R = \pm \frac{R}{\rho}$$

Obteniéndose, figura 4.4a, un diagrama de deformaciones unitarias que sigue una variación lineal y es válido, si las secciones se mantienen planas, indistintamente en la región elástica o plástica del material.

Si la deformación lateral de las fibras es la misma en tracción que en compresión (igual módulo de elasticidad), la tensión en cada una de ellas será directamente proporcional a su deformación longitudinal:

$$\sigma_y = \epsilon_y \times E = \frac{E}{\rho} y$$

expresión que pone de manifiesto, dentro del período proporcional o elástico

del material, que las tensiones, al igual que las deformaciones, varían linealmente con la distancia y desde la línea neutra a sus bordes. figura 4.4b

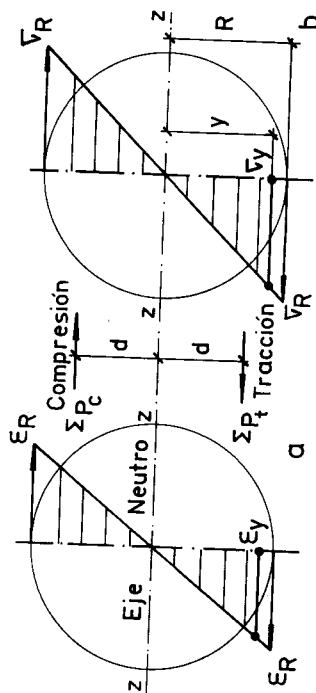


Figura 4.4. Distribución de las deformaciones y tensiones en las secciones transversales en el período proporcional.

Del análisis efectuado para la determinación de la tensión de flexión, verificamos que a partir de la necesaria condición de equilibrio y de la aplicación de la definición de tensión, se conjugan la ley proporcional de Hooke y la conservación en todo momento de las secciones transversales en sus planos - Navier.

b) Deformaciones elásticas y plásticas en función de los diagramas de los esfuerzos.

Considerando que el material sometido a flexión simple se generan esfuerzos de tracción y compresión en sus secciones transversales, el estudio de las tensiones y deformaciones actuantes desde el eje neutro ($\sigma = 0$; $\epsilon = 0$) a los extremos ($\sigma_{\max}$), se puede realizar gráficamente teniendo en cuenta que todas las "fibras" tienden a desarrollar iguales diagramas para cada esfuerzo que se van superponiendo; optamos para el análisis el proceso de tracción, figura 4.5a, en el que se ha exagerado la deformación del período plástico.

Para facilitar el estudio de las tensiones y deformaciones supondremos que el comportamiento de las fibras es igual en tracción que en compresión, en cuyo caso, el eje neutro coincide con el eje longitudinal (zz) del material.

El recorrido de todas las fibras sometidas a tracción deja perfectamente diferenciados los períodos proporcional y plástico. En el primero verificamos que no sólo se cumple Navier sino que además Hooke, condición de flexión pura, mientras que en el período de deformación permanente, si lo hubiera, y aceptando que las secciones transversales permanecerán planas, las deformaciones serán eventualmente proporcionales con valores decrecientes

de las tensiones que las provocan. En consecuencia el diagrama de variación de tensiones deja de ser lineal para la zona deformada permanentemente, figura 4.5b.

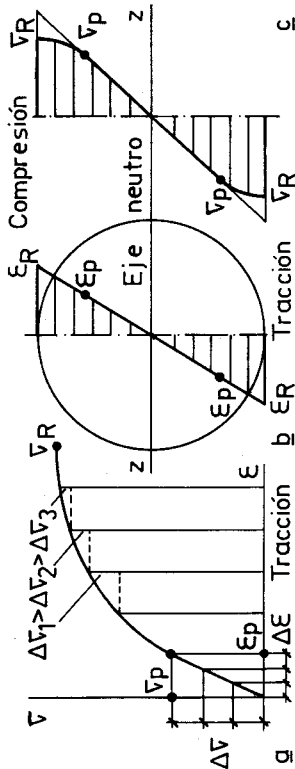


Figura 4.5. a) Diagrama de tracción de todas las fibras. b) Distribución de las tensiones y deformaciones en las secciones transversales en el período plástico bajo flexión.

El hecho de que en una misma sección transversal coexistan fibras que se encuentran en el período elástico, adyacentes a otras que ya entraron en la zona de deformaciones plásticas, es comprobable experimentalmente mediante la observación de las líneas o bandas de Lüder, en aceros al carbono flexionados por encima de su límite elástico.

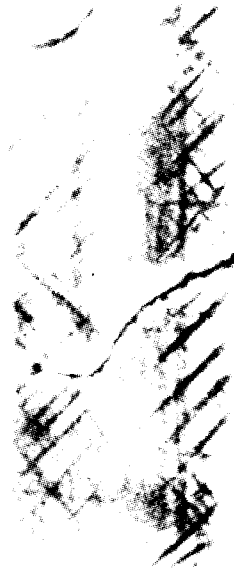


Figura 4.6. Bandas de Lüder y grietas de rotura en chapa de acero al carbono.

La figura 4.6 muestra una sección longitudinal en el plano de sollicitación de una chapa de acero al carbono flexionada y convenientemente atacada para observar las bandas de fluencia y la dirección de propagación de grietas de tracción.

La dirección de las bandas de Lüder o de fluencia, prácticamente coincidentes con los planos de máximas tensiones tangenciales a 45° y 135°, y el inicio y propagación de las grietas, por efecto de las máximas tensiones normales en planos transversales, pone de manifiesto los esfuerzos de tracción

y compresión en la sección transversal. Por otra parte, su propagación desde los bordes hacia el centro, sin llegar a unirse, confirma la existencia de un núcleo deformado elásticamente y justifica la variación de tensiones de la figura 4.5b.

4.3. RESISTENCIA A LA FLEXIÓN

Las condiciones de equilibrio a cumplir en materiales sometidos a cargas de flexión, siempre que no haya más de dos reacciones (sistemas estáticamente determinados o isostáticos), exige que la sumatoria de las fuerzas normales y tangenciales y la de los momentos resulten iguales a cero.

Aplicando pares que producen flexión pura, figura 4.1b, la viga no experimenta esfuerzos cortantes transversales ni horizontales, por lo que para el cálculo de la resistencia sólo debe considerarse la reacción que opone el material a la acción de los momentos generados por las cargas aplicadas.

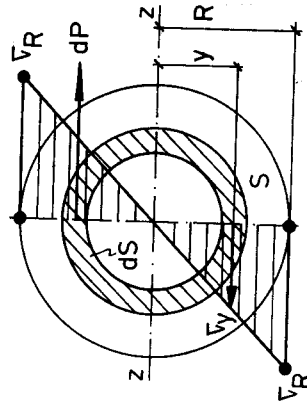


Figura 4.7. Distribución de las tensiones en las secciones transversales en el período proporcional en flexión pura.

Momento interior o resistente = Momento exterior o aplicado

Momento interior: momento de los esfuerzos de tracción-compresión con respecto al eje neutro.

Momento aplicado: momento de las cargas con respecto a las secciones transversales.

Sea S el área de la sección transversal de una probeta, que supondremos cilíndrica; de la distribución de tensiones de la figura 4.7 se deduce que, sobre una franja elemental ds , que se encuentra a una distancia y del eje neutro, actuará una tensión producida por una fuerza interior o esfuerzo dp .

La fórmula de la tensión será, como ya sabemos, la relación del esfuerzo con la sección donde actúa:

$$\sigma_y = \frac{dp}{ds} \text{ de donde } dp = \sigma_y \times ds$$

La sumatoria de los momentos que producen estos esfuerzos elementales tiendan a equilibrar al exterior o aplicado:

$$M_{int} = M_f = \int_{-R}^R dM = \int_{-R}^R dp \times y = \int_{-R}^R \sigma_y \times ds \times y$$

Del diagrama de distribución lineal de las tensiones, la que corresponde a la distancia y al eje neutro se relaciona con la máxima que tiene lugar en las fibras extremas; por una simple relación de triángulos se tiene:

$$\frac{\sigma_y}{y} = \frac{\sigma_R}{R} \quad \therefore \quad \sigma_y = \frac{\sigma_R}{R} y$$

reemplazando $\therefore M_f = \frac{\sigma_R}{R} \int_{-R}^R ds \times y^2$; siendo y la distancia del elemento

al eje longitudinal, la integral es el momento de inercia normal con respecto al eje neutro de la sección (J_z) y R el radio de la sección circular a la fibra más alejada; luego:

$$M_f = \frac{\sigma_R}{R} J_z \quad \therefore \quad \sigma_R = M_f \frac{R}{J_z}$$

El momento flector aplicado por las fuerzas activas y reactivas sobre cada sección transversal, resulta el que generan las fuerzas situadas a su izquierda o a su derecha con signo cambiado.

Por convención, con la distribución de cargas consideradas, el momento será positivo cuando la probeta se flexiona hacia abajo o, lo que es lo mismo, cuando el esfuerzo de tracción se encuentra debajo del eje neutro de la sección transversal.

La relación entre el momento de inercia normal y baricéntrico del círculo con respecto al eje z con la distancia al borde (fibra más alejada), nos da el módulo resistente normal (W_z), que para probeta cilíndrica se expresa:

$$W_z = \frac{J_z}{R} = \frac{\pi d^4 / 64}{d / 2} = \frac{\pi d^3}{32} \text{ (cm}^3\text{)}$$

La teoría que hemos desarrollado compete a los casos en que se cumplan las condiciones de Hooke y de Navier, es decir con momento flector constante en la zona del material en la que no actúan esfuerzos normales ni tangenciales.

La fórmula deducida de la tensión es aplicable en materiales frágiles para el cálculo de su resistencia, a partir de considerar el momento máximo o de fractura, que tiene lugar bajo una tensión muy próxima a la elástica.

En el caso particular de los metales en los que la disposición de la carga de ensayo, figura 4.1a, no cumple con las condiciones que hemos establecido, la fórmula de la tensión para flexión pura no resulta sensiblemente alterada si se siguen las indicaciones dadas por las normas, en lo referente a la relación entre la luz entre apoyos y el diámetro de la probeta.

Con carga concentrada en el medio del material, la resistencia a la flexión resulta:

$$\sigma_f = \frac{M_{f_{\max}}}{W_z} = \frac{P_{\max} \ell / 4}{\pi d^3 / 32} = \frac{8 P_{\max}}{\pi d^3}$$

$$\text{y la fórmula simplificada: } \sigma_f = 2,546 \frac{P_{\max}}{d^3} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} ; \text{MPa} \right)$$

El ensayo de flexión es preferentemente solicitado por las normas para las fundiciones (ASTM A 438 y DIN 50.110), en consideración que da un índice de sus calidades y permite registrar, mejor que en tracción, la pequeña aptitud plástica que puedan presentar.

Para las fundiciones, el cálculo de la resistencia se realiza aplicando la fórmula deducida para los materiales elásticos, ante la complejidad del estudio de tensiones que no se distribuyen linealmente.

En metales, teniendo en cuenta que la resistencia es mayor a la compresión que a la tracción, la igualdad que se debe mantener en la sumatoria de estos esfuerzos, como así también las de los momentos interiores que estos producen considerados individualmente, hace que el eje neutro se desplace hacia la zona más resistente.

Si bien la fractura de los metales frágiles sometidos a la flexión se inicia en la zona de tracción, la resistencia estática resulta mayor en este caso que la obtenida en ensayos de tracción de igual material, hecho que debe atribuirse a la influencia de la zona menos solicitada, que perdura aún en la rotura.

En ensayos estáticos de flexión y tracción realizados sobre una misma fundición gris, obtuvimos los siguientes resultados, que confirma lo expresado:

Flexión: $d = 22,0 \text{ mm}$ $\ell = 304,8 \text{ mm}$ $\sigma_{ET} = 543 \text{ MPa}$ flecha = $6,0 \text{ mm}$

Tracción: $d_0 = 12,64 \text{ mm}$ $\sigma_{ET} = 346 \text{ MPa}$

4.4. FLECHAS - MÓDULO DE ELASTICIDAD

Cuando el material es sometido a la acción de la carga, la línea neutra se irá flexionando, denominándose *flecha* a la distancia vertical entre la posición inicial de dicha línea y las posiciones instantáneas que tome, medidas en el lugar de mayor flexionamiento de la probeta.

La determinación de las flechas en función de las cargas durante el ensayo, permite calcular el módulo de elasticidad mediante la pendiente de la recta inicial del diagrama carga-flecha, si el material presenta proporcionalidad entre estos parámetros; en caso contrario se determinará el módulo aparente o módulo secante.

Tratándose de una viga simplemente apoyada con carga en su centro, la flecha estará dada por la ecuación de la elástica:

$$f = \frac{1}{48} \times \frac{P \times \ell^3}{E \times I_z} \quad (\text{ASTM A 438})$$

de donde y para probetas cilíndricas, el módulo resulta:

$$E = \frac{1}{48} \times \frac{P \times \ell^3}{f \times I_z} = 0,424 \frac{P \times \ell^3}{f \times d^4} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{cm}^2} ; \frac{\text{mm}^3}{\text{mm}^4} ; \text{MPa} \right)$$

en la que todos los valores son factibles de determinar, pues las máquinas de ensayos están equipadas con flexímetros o registros que permiten medir, para cada carga, la flecha producida.

Al igual que la resistencia, el módulo varía con la luz de ensayo, disminuyendo con ella aunque en forma menos significativa. Es por este motivo que normalmente el módulo por flexión no es solicitado.

Empleando calibres eléctricos de resistencia óhmica variable (SG), se pueden medir las deformaciones de las fibras extremas, que permiten construir un gráfico tensión-deformación específica, en el que es posible corroborar lo ya expresado, que las tensiones en flexión resultan mayores que las obtenidas en ensayos de tracción del mismo material.

4.5. PROBETAS

4.5.1 OBTENCIÓN

Teniendo en cuenta las grandes variaciones que pueden presentar las fundiciones en las distintas coladas y según sus elementos componentes, las normas indican la forma correcta de extraer las muestras que se utilizarán en las experiencias; es así que tenemos las fundidas con la pieza, para lo cual se preparan los moldes de manera de obtener suplementos prismáticos o listones de ensayo, los que estarán dispuestos en condiciones tales que se evite la acumulación de impurezas en ellos y que la solidificación se realice en idénticas condiciones que la de toda la masa metálica.

Generalmente las muestras son fundidas separadamente, requiriendo su obtención un mayor esmero pues, aunque resulten de la misma colada que la de la pieza, la velocidad de enfriamiento debe ser igual a la de ésta, los moldes preparados con la misma arena y ser sometida a iguales procesos térmicos. Las probetas fundidas separadamente se presentan en forma cilíndrica, ensayándose preferentemente en bruto.

4.5.2 DIMENSIONES

Las probetas no deberán poseer sopladuras ni rebabas que impidan efectuar el ensayo en condiciones normales y sus dimensiones serán las que se indican a continuación:

NORMA ASTM A 438 - 97

Designación	Díámetro	Largo	Luz entre apoyos
A	0,88" $\pm 0,03$ = 22,4 mm $\pm 0,8$	15" = 381 mm	12" = 305 mm
B	1,20" $\pm 0,06$ = 30,5 mm $\pm 1,5$	21" = 533 mm	18" = 457 mm
C	2,00" $\pm 0,10$ = 50,8 mm $\pm 2,5$	27" = 686 mm	24" = 610 mm

Si las probetas difieren en sus dimensiones con respecto a las indicadas por la norma, la luz entre apoyos se considera igual a la más próxima de las normalizadas, por lo que es evidente que el esfuerzo de corte, que se mantiene constante, tendrá mayor o menor influencia ante el cambiante momento flector correspondiente, por lo cual y a los efectos comparativos en los ensayos de metales la carga de ensayo se corrige utilizando factores normalizados. La carga así determinada será la que en definitiva se tenga en cuenta para el cálculo de la resistencia. Igual temperamento se emplea para obtener la flecha

máxima a consignar en el informe.

$$P \text{ corregida} = \frac{P_{\text{máx. de ensayo}}}{F_1}$$

(F_1 = Factor de corrección de carga)

$$f \text{ corregida} = \frac{f_{\text{máx. de ensayo}}}{F_2}$$

(F_2 = Factor de corrección de flecha)

Así por ejemplo, si se ensaya una probeta que presente un diámetro de 0,848", la corrección se efectuará con respecto a la probeta A de 0,850". De la consulta de la norma ASTM, obtenemos:

$$F_1 = 0,901$$

$$F_2 = 1,035$$

En la tabla siguiente reproducimos, por gentileza de la American Society Testing and Materials, los factores de corrección de los valores máximos o de rotura de la carga y flecha de ensayo.

Probeta A			Probeta B			Probeta C		
d	F ₁	F ₂	d	F ₁	F ₂	d	F ₁	F ₂
0,825	0,824	1,067	1,10	0,770	1,091	1,90	0,857	1,053
0,830	0,839	1,060	1,11	0,791	1,081	1,91	0,871	1,047
0,835	0,854	1,054	1,12	0,813	1,071	1,92	0,885	1,042
0,840	0,870	1,048	1,13	0,835	1,062	1,93	0,899	1,037
0,845	0,885	1,041	1,14	0,857	1,053	1,94	0,913	1,032
0,850	0,901	1,035	1,15	0,880	1,043	1,95	0,927	1,026
0,855	0,917	1,029	1,16	0,903	1,034	1,96	0,941	1,021
0,860	0,933	1,023	1,17	0,927	1,026	1,97	0,955	1,015
0,865	0,950	1,017	1,18	0,951	1,017	1,98	0,970	1,010
0,870	0,966	1,011	1,19	0,975	1,009	1,99	0,985	1,005
0,875	0,983	1,006	1,20	1,000	1,000	2,00	1,000	1,000
0,880	1,000	1,000	1,21	1,025	0,992	2,01	1,015	0,995
0,885	1,017	0,994	1,22	1,051	0,984	2,02	1,030	0,990
0,890	1,034	0,989	1,23	1,077	0,976	2,03	1,046	0,985
0,895	1,052	0,983	1,24	1,103	0,968	2,04	1,061	0,980
0,900	1,070	0,978	1,25	1,130	0,960	2,05	1,076	0,976
0,905	1,088	0,972	1,26	1,158	0,952	2,06	1,092	0,972
0,910	1,106	0,967	1,27	1,185	0,945	2,07	1,109	0,967
0,915	1,124	0,962	1,28	1,214	0,938	2,08	1,125	0,962
0,920	1,142	0,957	1,29	1,242	0,930	2,09	1,141	0,957
0,925	1,161	0,951	1,30	1,271	0,923	2,10	1,158	0,952

NORMA DIN 50.110

Diámetro (mm)	Tolerancia (mm)		Largo (mm)	Luz $\ell = 20 d$ (mm)	Diámetro rodillos de carga y apoyo (mm)
	En bruto	Mecanizada			
10	--	$\pm 0,1$	220	200	20 a 30
13	$\pm 0,7$	$\pm 0,1$	300	260	20 a 30
20	$\pm 0,7$	$\pm 0,2$	450	400	20 a 30
30	$\pm 1,0$	$\pm 0,2$	650	600	50 a 60
45	$\pm 1,4$	--	1000	900	50 a 60

La probeta de 10 mm de diámetro sólo se emplea mecanizada.

La designación de las probetas ASTM se realiza asignándole a cada una de ellas una letra, en cambio las normas DIN las caracteriza de la manera siguiente:

Probeta sin mecanizar, fundida separadamente

Designación: Probeta d (mm) gu, DIN 50.110

Ejemplo: Probeta 20 gu, DIN 50.110

Probeta mecanizada, fundida con la pieza

Designación: Probeta d (mm) ab, DIN 50.110

Ejemplo: Probeta 30 ab, DIN 50.110

El diámetro se determina por el promedio de dos lecturas perpendiculares entre sí.

4.6. CONDICIONES DE ENSAYO

Ya hemos dicho que el ensayo de flexión en metales se realiza en aquellos frágiles y muy especialmente en las fundiciones, en las que, si bien no resulta el que define mejor sus propiedades mecánicas, se justifica teniendo en cuenta que las mismas se encuentran sometidas, en muchos de sus usos, a esfuerzos similares, pudiendo reemplazar en esos casos al ensayo primario de tracción.

Las normas DIN 50.110 da como *factor de flexión* a la relación entre las resistencias de flexión y tracción ($\frac{\sigma_{EF}}{\sigma_{ET}}$) y como medida de su *rigidez*, al cociente entre la resistencia a la flexión y la flecha de rotura ($\frac{\sigma_{EF}}{f_{\max}}$).

Los valores del factor de flexión y de la rigidez se deben obtener, según DIN, sobre probetas de 30 mm de diámetro y 600 mm de luz entre apoyos.

En los ensayos de flexión de fundiciones grises resulta sencillo el registro de las deformaciones (flechas) por tomar valores de cierta importancia, pese a su prácticamente nulo alargamiento de rotura por tracción, lo que permite fijar, con relación a su resistencia a la flexión, la calidad estructural del material en lo referente a la distribución de grafito.

La flecha se puede obtener por el desplazamiento del elemento transmisor de la carga, con relación a los apoyos fijos que se montan en la mesa de la máquina, para lo cual éstas, en algunos de sus tipos, cuentan con graduaciones en milímetros o fracciones de pulgadas en una de las columnas guías de la mesa.

Si la probeta se presenta levemente elíptica, la carga debe aplicarse coincidente con la dirección de la menor dimensión.

La fractura no deberá producirse en menos de 15, 20 ó 40 segundos para las probetas ASTM de acuerdo a los tipos A, B o C, respectivamente, pudiendo adoptarse, en general, un aumento de 3 kgf/mm² y por segundo e incrementarse la carga en forma uniforme y sin choques.

Para asegurar un buen contacto de la probeta con los cilindros de apoyo, es que se recomienda la aplicación de una pequeña carga inicial antes de colocar en cero los aparatos de medida.

Las fundiciones no siempre presentan uniformidad en su distribución cristalográfica, especialmente por defectos metalúrgicos, por lo que las normas exigen que la fractura tenga, idealmente lugar, en la sección coincidente con el momento máximo y no en zonas alejadas, en cuyo caso la rotura debe atribuirse a falla de material.

Sin embargo acepta como válido al ensayo si la fractura se produce eventualmente a distancias de un diámetro a ambos lados del punto de apoyo del mandril transmisor de la carga.

4.7. FLEXIÓN DE FUNDICIÓN GRIS Y NODULAR

Hemos ensayado probetas de fundición correspondientes a las mismas coladas de las ya utilizadas en tracción y compresión.

Probetas: ASTM tipo A. Diámetro = 22,2 mm

Luz entre apoyos: 305 mm.

Laboratorio: Escuela Industrial Otto Krause.

VALORES DE ENSAYO

MATERIAL	P _{máx} (kgf)	σ _{EF} (kgf/mm ²)	f _{máx} (mm)
Fundición gris	480	35	4,25
Fundición nodular:			
Sin tratar	2.025	140	26,9
Recocida*	1.360	--	43,6
Normalizada	2.310	159	34,6
Templada y Revenida	2.640	182	12,1

* Al no producirse fractura ni grieta, se suspendió el ensayo.

Recocido: Tratamiento térmico (calentamiento y posterior enfriamiento en horno) que al producir microestructuras uniformes genera el ablandamiento del material.

Normalizado: Tratamiento térmico (calentamiento superior al del recocido con enfriamiento en aire a temperatura ambiente) produce material más duro y resistente.

Temple: Tratamiento térmico (calentamiento y enfriamiento brusco en medio líquido o gaseoso), aumenta en mayor grado que el normalizado la dureza y resistencia del metal, con importante incremento de la fragilidad.

Revenido: Tratamiento térmico posterior al temple (calentamiento a temperaturas inferiores a la del temple con enfriamiento al aire), elimina las tensiones que produce el temple por lo que disminuye en parte la resistencia, aumentando la tenacidad sin pérdida importante de la dureza.

En la fundición recocida y en todos los metales dúctiles sometidos a flexión no se alcanza la rotura y el ensayo se transforma en el *Tecnológico de Plegado*, de gran importancia a realizar en metales que en su proceso de elaboración experimentan fuertes deformaciones.

La figura 4.8, nos muestra la disposición de un ensayo de flexión en una barra metálica.

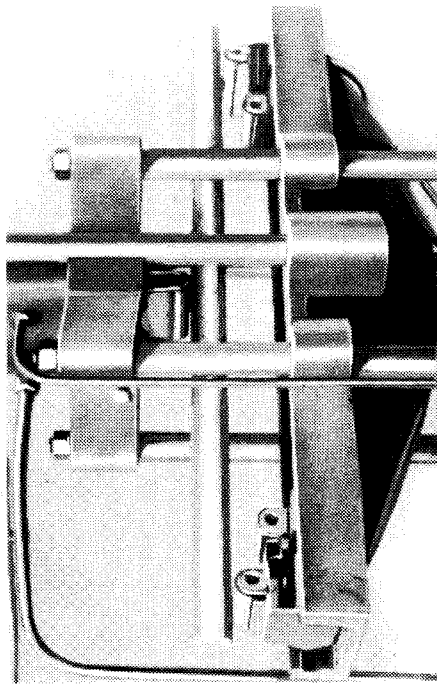


Figura 4.8. Flexión en metales. Máquina Amsler 80 tf - Lab. Otto Krause.

TORSIÓN

5.1. TORSIÓN

El esfuerzo de torsión simple es el que se obtiene al hacer actuar en forma normal al eje longitudinal de barras cilíndricas, pares o fuerzas de igual magnitud y sentido contrario que tienden a producir el giro de las secciones en sus planos, figura 5.1.

Los ensayos de torsión resultan indispensables para determinar las propiedades mecánicas de los "ejes de transmisión", que resultan los elementos de mayor aplicación en ingeniería al permitir transmitir movimientos y potencias en máquinas de las más variadas características y usos.

Además y en consideración, a que como veremos la tensión tangencial se iguala a las normales principales que se generan ($\tau_{\max} = +\sigma_1 = -\sigma_2$), el ensayo de torsión proporciona una medida más exacta de la plasticidad del material que en un ensayo de tracción ($\tau_{\max} = \sigma_1/2$), no presentando por otra parte las complicaciones de la estricción en tracción ni el efecto de zunchado en compresión.

Por otra parte algunas piezas de máquinas se encuentran sometidas simultáneamente a esfuerzos de torsión y flexión, y por lo tanto sujetas a estados múltiples de tensiones, denominándose "árboles" o "ejes", según que predomine el efecto torsional o el de flexión respectivamente. En estos casos los proyectos parten de considerar los valores obtenidos en ensayos de torsión y flexión, o relacionados individualmente con otras referencias de tensiones, deformaciones o energías determinadas en ensayos de tracción estática, a fin de predecir la falla del elemento mediante distintas "hipótesis" o "criterios" de fractura (Guest, Huber - Von Mises - Hencky, Mohr, etc.).

De acuerdo con la definición del esfuerzo de torsión podemos demostrar que sólo se obtendrá en piezas cilíndricas de ejes rectos, cuya superficie exterior no varía por el efecto producido, lo que implica aceptar que las secciones transversales se mantendrán perfectamente planas, comportándose, en la

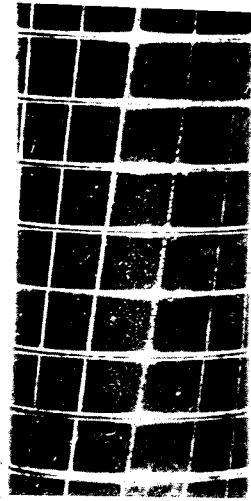


Figura 5.1. Esfuerzo de torsión en SAE 1020 (Lab. Otto Krause)

deformación, como superficies de revolución en donde los radios iniciales siguen siéndolo en las secciones desplazadas.

Analizando el estado tensional generado por esta sollicitación en las secciones transversales del cuerpo, podemos verificar lo expresado anteriormente y demostrar que, para formas distintas a la circular, el contorno varía, los radios de giro se deforman y las secciones transversales no se conservan planas, figura 5.3, por lo que el esfuerzo deja de ser simple.

Para facilitar el estudio de la distribución de los esfuerzos y tensiones actuales en las secciones transversales de un cuerpo sometido a torsión, cualquiera que resulte su forma, se puede recurrir a dos analogías, la hidrodinámica y la de la membrana (L. Prandtl). Sólo hacemos referencia a la analogía hidrodinámica, (Greenhill), que resulta más simple y satisface a nuestro cometido para interpretar los ensayos de torsión, al comparar el movimiento plano de rotación uniforme de un fluido perfecto, contenido en un recipiente prismático o cilíndrico.

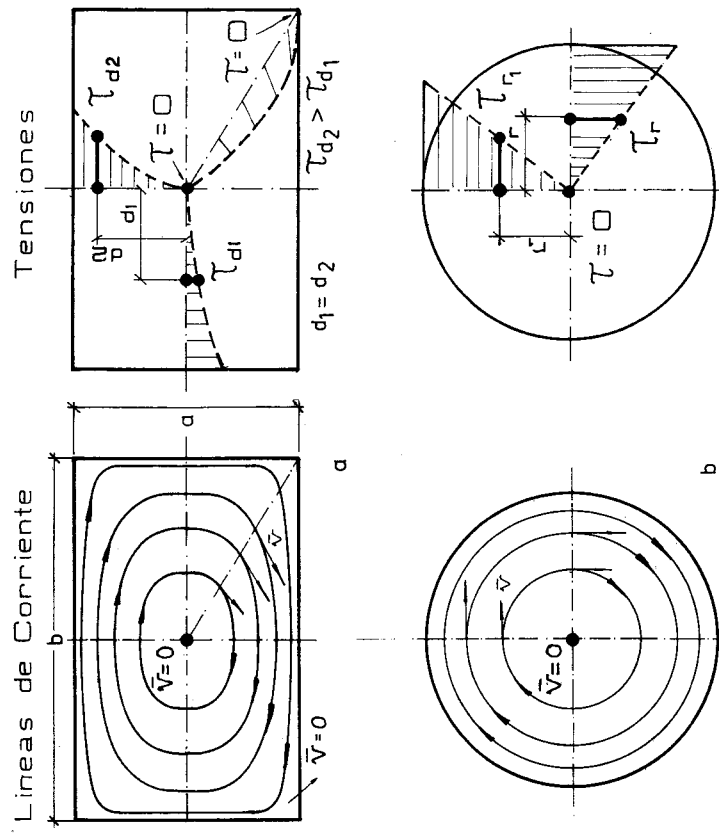


Figura 5.2. Líneas de corriente de un fluido con movimiento de rotación y distribución de las tensiones de un cuerpo sometido a torsión.

El comportamiento de las líneas de corriente del modelo hidráulico descrito es equivalente al de las fibras en que se puede suponer subdividida la sección transversal del material, de una pieza semejante en forma y dimensiones, solicitada por un momento torsor. Por lo tanto las líneas de corriente resultan coincidentes con las líneas de tensión y la velocidad (v) equivalente a la tensión:

$$\begin{aligned} \text{velocidad} &\equiv \text{tensión} \\ \text{línea de corriente} &\equiv \text{línea de tensión} \end{aligned}$$

los resultados del análisis cualitativo y los efectos comparativos entre ambos campos resultan los siguientes:

a) Por tratarse de un movimiento plano el vector velocidad del fluido tendrá componente exclusivamente en el plano de la sección transversal, por analogía las tensiones originadas en estas secciones deben considerarse como tangenciales, figura 5.2.

b) En las secciones rectangulares el vector $\vec{v}$, que resulta variable de punto a punto en el plano de movimiento, es nulo en el centro de rotación y en los ángulos vivos de la sección, al igual que la tensión, figura 5.2a.

c) En las secciones circulares tanto, en el sistema hidrodinámico como en el de tensiones, se verifica que la velocidad de las líneas extremas de corriente y la tensión tangencial de las fibras extremas de la pieza es tangente a las superficies límites (condiciones de contorno), figura 5.2b. Tensión tangencial pura (sin componente normal).

Del análisis realizado comprobamos que en materiales prismáticos los puntos pertenecientes a distintas direcciones equidistantes del baricentro de las secciones transversales, las tensiones tangenciales toman distintos valores ($\tau_{d1} < \tau_{d2}$) lo que producirá el cambio de forma o alabeo de las mismas, figura 5.3 (C. Bach - 1917).

De esta manera queda demostrado lo ya expresado de que el ensayo de torsión, a partir

de la definición del esfuerzo, será exclusivamente válido en probetas de secciones circulares macizas o huecas, condición que surge de la figura 5.2b, en donde las secciones se comportan como superficies de revolución.

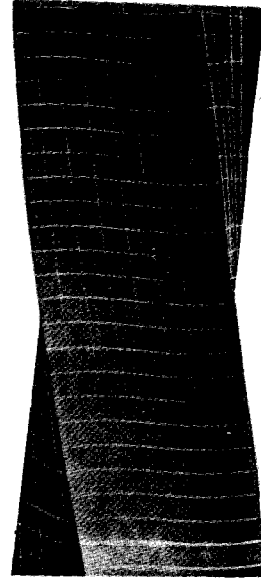


Figura 5.3. Esfuerzo de torsión en probeta prismática.

Por otra parte el estudio del problema general de torsión se debe a Adhemar Barre de Saint Venant (1853). Mediante las analogías y con el empleo

de la Teoría Matemática de la Elasticidad, comprobó, en el caso de las secciones rectangulares, que las tensiones y deformaciones no varían proporcionalmente, lo que origina sus alabos. Se determinó así la fórmula para el cálculo de las tensiones en barras prismáticas, obteniéndose su máximo en el centro del lado mayor.

El ensayo de torsión se realiza en los metales frágiles, muy especialmente en las fundiciones y en los alambres para resortes, por ser una exigencia, entre otras, de las especificaciones en la verificación de sus propiedades.

Si bien el ensayo de tracción es el que mejor define globalmente las propiedades mecánicas de los metales, el de torsión resulta de utilidad en los casos especiales en donde debe estudiarse el comportamiento de un material bajo estados plásticos de deformación, considerando que son las tensiones tangenciales las que provocan los deslizamientos cristalográficos.

Las propiedades mecánicas de un metal sometido a la torsión se obtienen determinando los momentos al límite de proporcionalidad, de fluencia o convencional y máximo, y el ángulo de torsión, cuyos valores surgen del gráfico de ensayo, que al igual que en tracción y compresión, puede obtenerse directamente de la máquina o de sus instrumentos de medida.

También en este caso y mediante el empleo de medidores de ángulos de torsión o goniómetros de gran apreciación, de función similar a la de extensómetros, se puede calcular el módulo de elasticidad transversal (G).

5.2. DEFORMACIONES ANGULARES: PERÍODO PROPORCIONAL Y PLÁSTICO

En una pieza de sección transversal circular (Fig. 5.4) de longitud ℓ , por

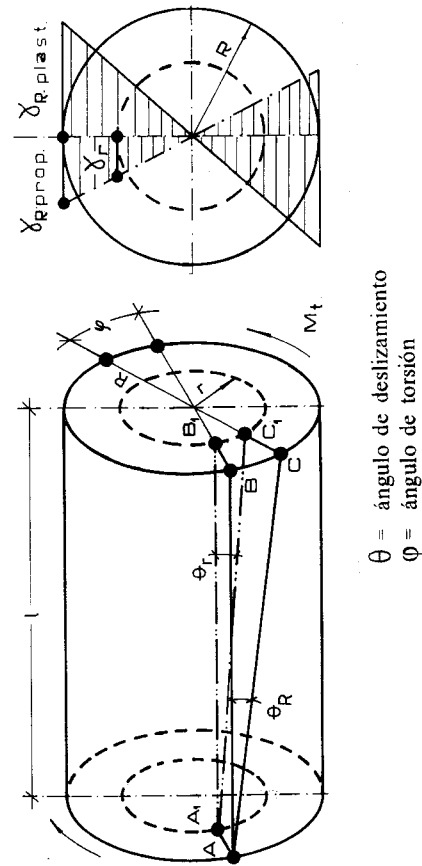


Figura 5.4. Ángulos de deslizamiento y de torsión para sección circular maciza.

efecto del momento torsor la generatriz AB se transforma en una hélice $\widehat{AC}$ de pequeña curvatura. De esta manera el punto B experimenta un corrimiento materializado por el arco $\widehat{BC}$ que circunscribe el ángulo central (ϕ) denominado de torsión, posible de ser determinado en la máquina de ensayo o en los goniómetros que se le adaptan.

Si consideramos simultáneamente otra generatriz A_1B_1 , el arco sobre una sección transversal de radio r , concéntrica a la anterior, experimentará un desplazamiento B_1C_1 , con idéntico ángulo de torsión.

Aplicando la fórmula que da el valor de la *deformación angular* (Capítulo de Generalidades), para ambos casos tenemos:

$$\gamma_R = \frac{\phi \times R}{\ell} \quad \text{y} \quad \gamma_r = \frac{\phi \times r}{\ell} \quad (\gamma \text{ en radianes})$$

$$\text{de donde:} \quad \frac{\gamma_R}{\gamma_r} = \frac{r}{R} \quad (\text{Figura 5.5})$$

Figura 5.5. Deformaciones angulares

De la que se obtiene la ley de variación del deslizamiento unitario en la sección transversal:

$$\gamma_r = \left(\frac{\gamma_R}{R} \right) \times r$$

Función lineal de la distancia r al baricentro, nula en él ($r=0$) y máxima en los bordes o fibras más alejadas ($r=R$), cuyo campo de validez se extiende hasta la rotura del material, por cuanto las hipótesis aceptadas son válidas aún para deformaciones permanentes.

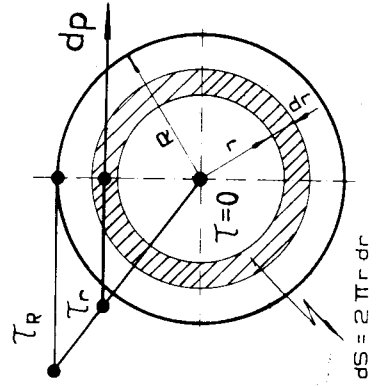


Figura 5.6. Esfuerzos y tensiones en el período proporcional.

Si en el período proporcional o elástico se cumple la hipótesis de Navier (1809), también atribuida a Bernoulli (1705) y a Coulomb (1776), y por

extensión la ley de Hooke aplicada a torsión, las tensiones que generan las muy pequeñas deformaciones angulares resultan:

$$G = \frac{\tau}{\gamma} \quad \text{de donde} \quad \tau = G \times \gamma$$

relación biunívoca que expresa a las tensiones como función de los corrimientos angulares que ellas producen: $\tau = f(\gamma)$, y por lo tanto las variaciones de las tensiones resultan lineales o proporcionales al igual que las deformaciones, figura 5.6.

5.3. TENSIONES EN EL PERÍODO PLÁSTICO

Si bien la deducción matemática para el cálculo de las tensiones de torsión se efectúa considerando la proporcionalidad entre tensiones y deformaciones, período elástico de cumplimiento de la ley de Hooke y de la hipótesis de Navier, se acepta para el período plástico, que en probetas cilíndricas las secciones transversales siguen, como vimos, manteniéndose planas, lo que implica deformaciones proporcionales o con iguales incrementos desde el centro al borde del material, producidas por tensiones decrecientes, por lo cual el gráfico de las variaciones de las tensiones que corresponden al período plástico deja de ser lineal una vez sobrepasado el límite de elasticidad.

Para verificar lo expuesto a partir de un diagrama de torsión $\tau - \gamma$ (Fig. 5.16, con cambio de coordenadas), aconsejamos consultar el estudio de tensiones y deformaciones que se producen en las secciones transversales ya realizado en flexión (Fig. 4.4, pág. 229), por la similitud geométrica que presentan los gráficos de ensayos de tracción en flexión y los de torsión.

5.4. DIAGRAMAS DE ENSAYO

En los ensayos de torsión estática es posible obtener directamente de la máquina o por las lecturas efectuadas en los clinómetros y en su dial, un diagrama en donde las ordenadas representan los momentos torsores a que se encuentra sometida la probeta y sobre el eje de las abscisas los desplazamientos que la misma experimenta, medidos por el ángulo de torsión o bien por la deformación angular, gráficos $M_t - \varphi$ o $M_t - \gamma$.

Los textos de Resistencia de Materiales y en los análisis para proyectos los diagramas se refieren a las tensiones y deformaciones angulares, ($\tau - \gamma$) que definen directamente la resistencia y aptitud plástica del material, sin tener en cuenta las dimensiones de las probetas.

Los diagramas así obtenidos son similares a los de tracción, presentan recta inicial y período plástico, aunque no son directamente comparables por la disminución de sección que experimenta el material al ser traccionado, proceso que no tiene lugar en la torsión, pues por definición las secciones permanecen planas e inalterables.

En los materiales tenaces, donde la rotura se produce después de varios giros, la curva correspondiente al período plástico puede ser de gran longitud, debiendo efectuarse la misma por partes, presentando el diagrama, como veremos en el ensayo de un acero de bajo contenido de carbono (Fig. 5.18), una serie de líneas casi horizontales que no son más que la prolongación de este período, además, para estos materiales el gráfico registra una pequeña variación de momentos, la que nos indica el límite de fluencia por torsión.

Los metales frágiles dan diagramas que denotan poca deformación y, como en tracción, se presentan sin período de fluencia. Si estos gráficos se construyen utilizando goniómetros para determinar los valores de los ángulos de torsión (φ) sobre el eje de las abscisas, se los puede reemplazar por las deformaciones angulares (γ) en radianes, en cuyo caso el *límite convencional por torsión*, es posible calcularlo por la intersección de la curva de ensayo con la paralela a la recta inicial del diagrama, trazada para una deformación permanente de 0,0004 radianes por centímetro, que equivale a 0,001 radianes por pulgada.

Este límite corresponderá a un valor puramente convencional que, aunque no represente una característica física del material, es utilizado como en tracción, en reemplazo del límite elástico que puede ofrecer cierta indeterminación, por lo que se lo denomina "*Límite elástico Convencional*".

5.5. RESISTENCIA A LA TORSIÓN

Al igual que en flexión simple, el cálculo de la resistencia a la torsión parte de considerar las condiciones de equilibrio entre el momento aplicado o externo y el producido por las fuerzas interiores o esfuerzos con respecto al centro de la barra, en el período proporcional o elástico del material.

El momento interior resulta de la sumatoria de los momentos elementales que generan los esfuerzos que actúan sobre las secciones transversales, así en la figura 5.6 la diferencial de esfuerzo, que tiene lugar en una superficie elemental situada a una distancia r del baricentro, se obtiene a partir de la fórmula de la tensión convencional (carga sobre sección), por lo que tenemos:

$$\tau_r = \frac{dP}{ds} \quad \text{de donde} \quad dP = \tau_r \times ds$$

por lo cual el momento interior diferencial, será igual a:

$$dM_i = dP \times r = \tau_r \times ds \times r$$

Tomando toda la sección, el momento interno total es igual a la sumatoria de los momentos elementales, el que equilibrará al momento torsor M_t a que se encuentra sometido el material y que es producido por las fuerzas exteriores que actúan sobre el mismo.

Momento de torsión (M_t) = Momento interno o resistente (M_i)

$$M_t = M_i = \int_s dM_i = \int_s \tau_r \times ds \times r$$

Partiendo del diagrama de ensayo obtenido experimentalmente ($M_t - \phi$) es posible demostrar que las mismas características geométricas se mantendrán cuando se lo refiere a las tensiones y deslizamientos unitarios ($\tau - \gamma$).

El cambio de coordenadas, manteniendo la geometría del diagrama, impone fijar las escalas correspondientes, se verifica así que en el período proporcional o elástico las tensiones resultan proporcionales a las deformaciones angulares.

Para dos puntos situados a la distancia r y R del centro de la sección transversal, de acuerdo a la figura 5.6 se tendrá:

$$\frac{\tau_r}{\tau_R} = \frac{r}{R} \quad \therefore \quad \tau_r = \tau_R \frac{r}{R}$$

reemplazando este valor en la fórmula del momento, tenemos:

$$M_t = \int_s \frac{\tau_R}{R} \times r^2 \times ds = \frac{\tau_R}{R} \int_s r^2 \times ds$$

en la cual, la integral es el momento de inercia polar de la sección circular maciza.

$$M_t = \frac{\tau_R}{R} J_p$$

siendo $\frac{J_p}{R} = W_p$ = momento resistente polar, la tensión de torsión será:

$$\tau_R = \frac{M_t}{W_p}$$

De esta manera la resistencia a la torsión está dada por:

$$\tau_r = \frac{M_{t \text{ máx}}}{W_p} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}; \text{MPa} \right)$$

siendo el momento resistente polar para secciones circulares:

$$W_p = \frac{J_p}{R} = \frac{\pi \times D^4 / 32}{D / 2} = \frac{\pi \times D^3}{16} \text{ reemplazando:}$$

$$\tau_r = \frac{16 \times M_{t \text{ máx}}}{\pi \times D^3} = 5,093 \frac{M_{t \text{ máx}}}{D^3}$$

Si las tensiones varían de cero a un máximo, se deduce que aún en el momento de la fractura una sección anular estará afectada por tensiones cuyos valores no exceden al límite elástico, solicitaciones que absorben parte del momento aplicado mejorando las condiciones de torsión de las barras.

Por lo tanto la aproximación a la verdadera capacidad del material a soportar esfuerzos de torsión se obtiene en tubos, en cuyo caso la fórmula reducida de la resistencia resulta:

$$\tau_r = 5,093 \frac{M_{t \text{ máx}} \times De}{De^4 - Di^4}$$

Los ensayos de torsión son solamente solicitados para ser realizados en metales frágiles (normalizado para las fundiciones), por lo que el error que se comete al extender la validez de la fórmula del período proporcional al de deformaciones permanentes es mínimo.

5.5.1 TENSION REAL DE TORSIÓN

El cálculo de la resistencia real a la torsión parte del diagrama de ensayo del material en estudio, aceptando como cierta la existencia de una relación biunívoca entre tensiones y deformaciones ($\tau = f(\gamma)$) y el equilibrio entre el momento aplicado y el momento resistente. De esta manera obtendremos la ecuación matemática de la tensión, válida para cualquier estado de carga y de deformación, elástica o plástica.

Conociendo la tensión tangencial real, fácil resulta obtener el diagrama $\tau - \gamma$ necesario para el estudio de los estados de tensión y deformación.

Si definimos a los deslizamientos unitarios como $\gamma_r = \psi \times r$, en la que ψ resulta el ángulo de torsión por unidad de longitud, se tiene:

$$r = \frac{\gamma_r}{\psi} \quad \therefore \quad dr = \frac{1}{\psi} d\gamma_r$$

Basándose en la anterior podemos expresar la ecuación integral del momento de torsión como función de la distorsión angular, con el correspondiente cambio de variable independiente y de límites de integración:

$$M_t = 2\pi \int_0^R \tau_r \times r^2 \times dr = 2\pi \int_0^{\gamma_R} f(\gamma_r) \times \frac{\gamma_r^2}{\psi^3} \times d\gamma_r$$

$$M_t \psi^3 = 2\pi \int_0^{\gamma_R} f(\gamma_r) \times \gamma_r^2 \times d\gamma_r = 2\pi \int_0^{\psi_R} f(r\psi) \times (r\psi)^2 \times d(r\psi)$$

ecuación ésta que, estando definida para un ángulo de torsión genérico y arbitrario ψ , indicado en la figura 5.7, nos permite, por derivación con respecto al límite superior de integración, obtener la ecuación generalizada de las tensiones tangenciales:

$$\frac{d}{d(R\psi)} \int_0^{R\psi} f(r\psi) \times (r\psi)^2 \times d(r\psi) = f(R\psi) \times (R\psi)^2$$

$$\frac{d}{d(R\psi)} (M_t \psi^3) = 2\pi f \times (R\psi) \times (R\psi)^2$$

$$\frac{1}{R} \left(\frac{dM_t}{d\psi} \psi^3 + 3M_t \times \psi^2 \right) = 2\pi \times R^2 \times \psi^2 \times f(R\psi)$$

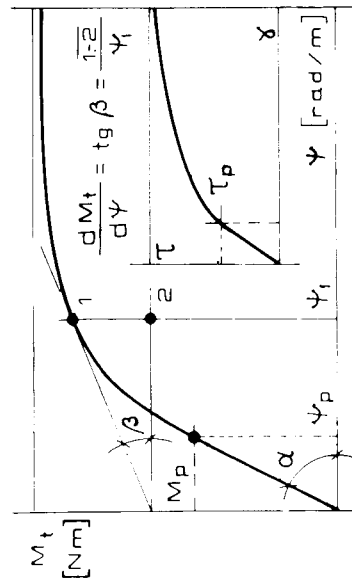


Figura 5.7. Diagramas M_t , ψ y τ en torsión.

Dividiendo ambos miembros por ψ^2 y reemplazando $f(R\psi) = f(\gamma_R) = \tau_R$ obtenemos:

$$\psi \frac{dM_t}{d\psi} + 3M_t = 2\pi \times R^3 \times \tau_R$$

$$\tau_R = \frac{1}{2\pi R^3} (3M_t + \psi \frac{dM_t}{d\psi}) \quad (\text{Nadai})$$

Expresión dada por Nadai (Theory of Flow and Fracture of Solids) que nos indica el valor de la tensión tangencial en la fibra extrema ($r=R$) para cada estado de carga hasta la rotura del material. Las ecuaciones ($\gamma_R = \psi R$) y la anterior permiten en conjunto la obtención del diagrama $\tau_R - \gamma_R$ por cálculo gráfico de la derivada del momento torsor para cada punto del diagrama $M_t - \psi$ (Figura 5.7).

Fácil resulta comprobar que la fórmula de Nadai coincide con la de Navier en el período elástico o proporcional, por ser la derivada del momento torsor una constante igual a la pendiente de la zona de la recta inicial.

$$\frac{dM_t}{d\psi} = \text{tg } \alpha = \frac{M_t}{\psi}$$

$$\tau_R = \frac{2}{\pi R^3} M_t = 0,6366 \frac{M_t}{R^3}$$

Si consideramos que los momentos, en el tramo final de la curva $M_t - \psi$, se mantienen prácticamente constantes aún con incrementos de las deformaciones, es posible aceptar que aquella se hace paralela con el eje de los ángulos de torsión, por lo que para el punto de momento máximo podemos matemáticamente expresar:

$$\frac{dM_t}{d\psi} = 0 \quad \therefore$$

$$\tau_{R\text{máx}} = \frac{3}{2\pi R^3} M_{t\text{máx}} = 0,4775 \frac{M_{t\text{máx}}}{R^3}$$

Este valor de la tensión resulta inferior a la convencional de uso cotidiano en el laboratorio de ensayos, consideración que deberá tenerse en cuenta en proyectos de mecanismos sobreexigidos en sus empleos prácticos y cuando se diseña en función del valor de rotura.

5.6. TENSIONES QUE GENERAN DEFORMACIONES LONGITUDINALES

El estudio de las tensiones que se desarrollan en un material al que se le aplica un esfuerzo de torsión, que para simplificar el análisis lo hemos considerado como simple, tiene otras implicancias que surgen de considerar los verdaderos efectos que se generan en un metal sometido a ensayo.

H. W. Swift comprobó experimentalmente que en metales que en torsión presentan grandes deformaciones plásticas, cobre electrolítico, aluminio blando, etc., se originan alargamientos longitudinales producidos, incuestionablemente, por tensiones normales que deben configurar un sistema interno equilibrado.

Las varias teorías o criterios que pretenden justificar la aparición de las tensiones normales escapan al análisis de este estudio.

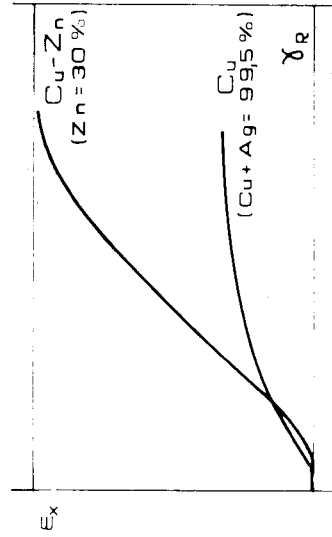


Figura 5.8. Alargamientos permanentes del eje longitudinal bajo sollicitaciones de torsión

Debido a este efecto y a los fines de obtener la estabilidad del conjunto probeta-mordazas de las máquinas de ensayo, éstas presentan generalmente tensores que acompañan a los eventuales desplazamientos longitudinales.

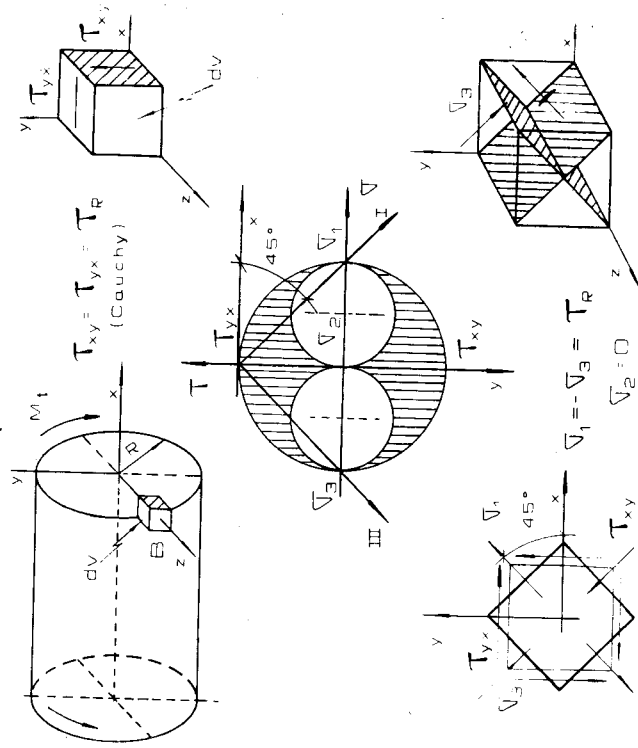
Si bien prácticamente se pueden comprobar los efectos, en deformación, que producen las tensiones normales, en el laboratorio de ensayos se aplican las fórmulas que surgen de considerar la existencia exclusiva de las tensiones tangenciales, admitiendo que aquellas son prácticamente despreciables.

5.7. TENSIONES GENERADAS POR TORSIÓN

Las deformaciones y los tipos o formas de rotura que tienen lugar en los materiales sometidos a torsión se generan por tensiones derivadas del esfuerzo aplicado y cuyos valores y direcciones principales pueden determinarse, como ya vimos en el capítulo de generalidades, analíticamente o gráficamente.

Si se considera un punto B situado en la fibra extrema de la sección transversal, aplicando el círculo de Mohr determinamos las tensiones principales que actúan sobre el paralelepípedo elemental que lo contiene; figura 5.9.

El estado de tensión generado durante el ensayo de torsión es, pues, en primera aproximación un estado doble, cuyos planos principales están girados 45° con respecto al de la sección transversal.



$$|\tau_{xy}| = |\tau_{yx}| = \tau_R = (\text{Cauchy}) - 0^\circ \text{ y } 90^\circ$$

$$\sigma_1 = -\sigma_3 = \tau_R \quad (\sigma_2 = 0) - 45^\circ \text{ y } 135^\circ$$

Figura 5.9. Tensiones y direcciones principales en torsión.

En la figura 5.9 hemos demostrado mediante el círculo de Mohr, que en torsión se generan tensiones normales positivas y negativas, tracción - compresión respectivamente, que toman valores máximos iguales al de la tensión tangencial aplicada ($\sigma_1 = \sigma_2 = \tau$), que tienen lugar en planos a 45 y 135°.

A la misma conclusión podemos llegar, de manera más elemental, realizando idéntico análisis, pero reversible al que vimos en tracción, en donde en planos inclinados a 45 y 135°, se producen las máximas tensiones tangenciales: $\tau_{\max} = \frac{\sigma_1}{2}$ y $\tau_{\min} = -\frac{\sigma_1}{2}$, (figura 1.15), que indica que bajo esfuerzos normales se obtienen tensiones tangenciales, que tienden a deformar la estructura cristalográfica del metal.

Antes de repetir el procedimiento inverso al anterior, debemos considerar que a partir de las tensiones tangenciales que producen torsión, se genera en el material y en planos a 90° un momento resistente de igual valor que el aplicado (Cauchy: $\tau_{\text{aplicado}} = \tau_{\text{resistente}}$), por lo cual la determinación de las tensiones normales máximas y planos donde tienen lugar impone repetir el procedimiento para

ambas tensiones tangenciales, figura 5.10.

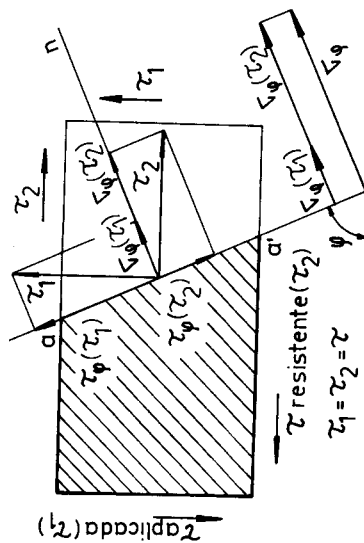


Figura 5.10. Tensiones en planos inclinados bajo pares de torsión

En forma análoga al análisis ya realizado en tracción bajo pares de torsión tenemos:

$$\tau_1 \begin{cases} +\sigma_{\phi\text{máx}} = \frac{\tau_1}{2} & (45^\circ) \\ -\sigma_{\phi\text{máx}} = \frac{\tau_1}{2} & (135^\circ) \end{cases} \quad \tau_2 \begin{cases} +\sigma_{\phi\text{máx}} = \frac{\tau_2}{2} & (45^\circ) \\ -\sigma_{\phi\text{máx}} = \frac{\tau_2}{2} & (135^\circ) \end{cases}$$

Verificamos así que en torsión se generan tensiones normales de tracción (+) y de compresión (-), que resultan de la suma de las componentes de τ_1 y τ_2 .

$$\text{Tracción: } +\sigma_{\phi\text{máx}} = \sigma_1 = \frac{\tau_1}{2} + \frac{\tau_2}{2} = \tau \quad \text{a } 45^\circ$$

$$\text{Compresión: } -\sigma_{\phi\text{máx}} = \sigma_2 = \frac{\tau_1}{2} + \frac{\tau_2}{2} = \tau \quad \text{a } 135^\circ$$

El plano de las tensiones tangenciales máximas coinciden con las secciones transversales y con los planos diametrales.

Es así que podemos sintetizar en la figura 5.11 los esfuerzos que se generan en un ensayo de torsión.

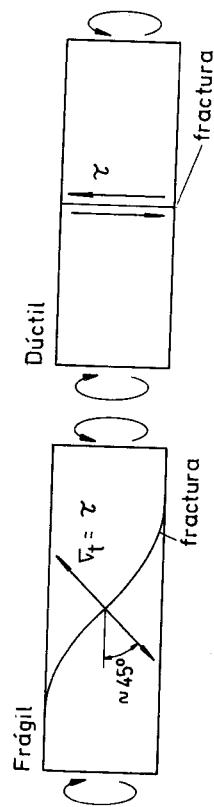


Figura 5.11. Tensiones principales en torsión.

5.8. FRACTURAS POR TORSIÓN

En los metales frágiles, poco sensibles a las tensiones tangenciales, a temperatura ambiente, la fractura se produce sin prácticamente deformación transversal, por la acción de la tensión principal de tracción, según superficies helicoidales, concluyendo en planos diametrales según una generatriz, figuras 5.12 y 5.16.

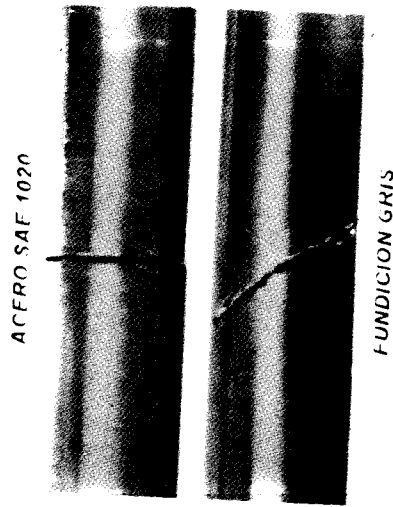


Figura 5.12. Roturas de metales dúctiles y frágiles por torsión

El análisis de las fracturas en las fundiciones permite detectar posibles fallas estructurales que le son comunes, en cuyo caso el ensayo debe anularse.

En los dúctiles, sensibles a la acción de las tensiones tangenciales, la rotura se produce según un plano coincidente con una sección transversal, donde tienen lugar las máximas tensiones tangenciales, figura 5.12, sin que el material haya experimentado variaciones en su forma y dimensiones iniciales (superficies de revolución).

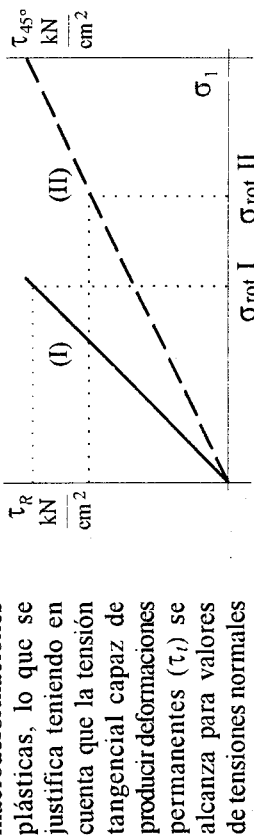
En los metales dúctiles el friccionamiento entre las secciones de rotura pueden producir una determinada cantidad de calor que llega a oxidarlas en parte, presentando los mismos por tal causa sectores ennegrecidos.

5.9. DEFORMACIONES

En los ensayos de tracción hemos comprobado que al aplicar una carga normal aparecen tensiones tangenciales ($\tau = \frac{\sigma_1}{2}$), cuyos máximos tienen lugar a 45° y 135° , esta tensión tangencial, capaz de producir deformaciones permanentes, no alcanza a tomar valores críticos en los metales frágiles en el momento de la fractura, por lo que se puede aceptar que estos rompen con

deformación longitudinal nula, figura 5.13.

En cambio en torsión y para iguales valores de tensión normal, se obtienen valores dobles de tensiones tangenciales ($\tau = \sigma$) que provocan macrodeformaciones



- (I) Torsión $\tau_R = \sigma_1$
 (II) Tracción $\tau_{45^\circ} = \frac{1}{2} \sigma_1$

La figura 5.13 es

característica de los metales frágiles a

temperatura ambiente, que rompen en torsión en forma súbita con desplazamientos angulares muy pequeños.

En los metales dúctiles, sensibles a los efectos de las tensiones tangenciales, el valor crítico se logra cuando el esfuerzo aplicado está muy por debajo del que produce la fractura, por lo que el incremento de tensión, que tenderá a producirla generará grandes deformaciones permanentes o giros en planos de las secciones transversales, como ya vimos al explicar los gráficos de ensayo por torsión.

Es necesario aclarar que las tensiones tangenciales capaces de producir deformaciones plásticas no toman idénticos valores en tracción que en torsión para materiales iguales, debido a que fundamentalmente en el primer caso el estado es simple y en cambio en torsión resulta doble y además por la constitución cristalográfica de los metales, que si bien los estimamos cuasi-isótopos, la aplicación simultánea de tensiones que presupone el estado doble modifica, aunque en mínima parte, aquella consideración.

5.10. CARACTERÍSTICAS DEL FENÓMENO DE FLUENCIA

El fenómeno de fluencia característico de algunos aceros, como se verá en el diagrama de ensayo de un acero de bajo carbono, se presenta en torsión, al igual que en tracción, pero con características propias.

Dado que son las tensiones tangenciales las responsables del flujo plástico, las bandas de deslizamiento se originarán en aquellos planos en que éstas sean máximas, es decir, se formarán dos sistemas de bandas de deslizamiento normales entre sí, en planos transversales y diametrales (Cauchy).

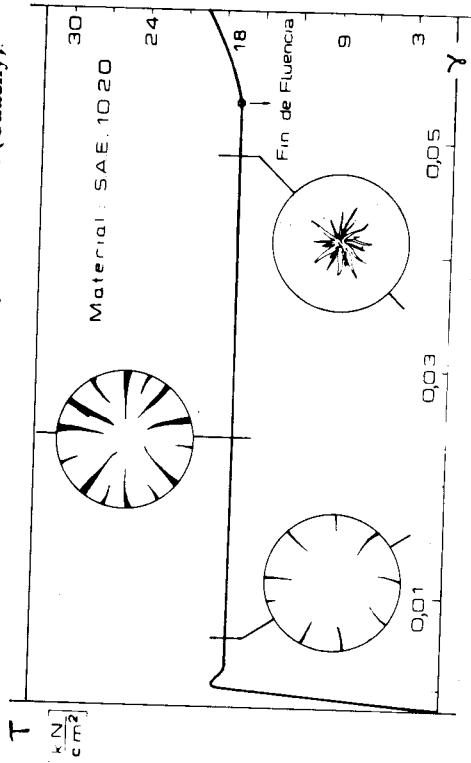


Figura 5.14. Progresión del fenómeno de fluencia en torsión.

Al ser las bandas de deslizamiento zonas de deformación localizada pueden ser observadas en la sección, especialmente atacadas, como áreas ennegrecidas de forma triangular con vértice orientado hacia el baricentro (Figura 5.14).

Éstas se originarán cuando en las fibras externas se alcance la tensión tangencial al límite de fluencia, propagándose en forma radial, ensanchándose y multiplicándose hasta cubrir prácticamente toda la sección, instante a partir del cual el material abandona el período de fluencia.

5.11. PROBETAS

Las probetas para los ensayos de torsión deberán ser cilíndricas pudiendo construirse con extremos ensanchados, para facilitar su amarre en las mordazas de la máquina de ensayo, o bien presentar las formas y dimensiones indicadas en la figura 5.15 dada en base a la norma ASTM.

Las probetas podrán adaptarse a las distintas luces y mordazas de las máquinas de ensayo, pero en todo momento deberán mantener secciones calibradas del orden de $10 D$, siendo aconsejable el uso de probetas tubulares $(8 \leq \frac{D}{e} \leq 10, e = \text{espesor de pared del tubo})$ para la determinación del límite

convencional, o para el caso en que la exigencia de la determinación así lo requiera

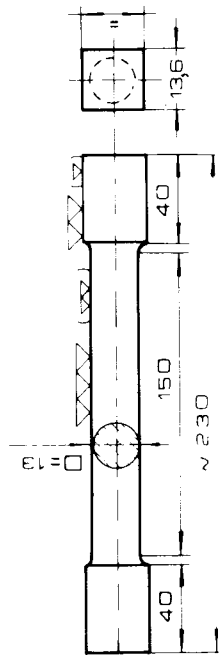


Figura 5.15. Probeta calibrada para torsión.

Por otra parte, para determinar la deformación por el ángulo permanente de torsión, las probetas deben marcarse, antes de ser torsionadas sobre una generatriz correspondiente a la longitud calibrada.

5.12. TORSIÓN DE ALEACIONES DE HIERRO

5.12.1 FUNDICIÓN GRIS

Material ensayado:

Fundición gris, tomada del lote de las ya ensayadas en tracción y compresión.

Máquina empleada: Amsler, del laboratorio del ex F. C. Gral. Belgrano.

Probeta: ASTM A260; $D = 0,750'' = 19,05 \text{ mm}$; $l_t = 14\frac{1}{4}'' = 362 \text{ mm}$

Gráfico obtenido:

El diagrama muestra las características típicas de los materiales frágiles, o sea, sin fluencia y con poca deformación, y que por haber sido obtenido directamente de la máquina de ensayo, el ángulo de torsión no corresponde exactamente a la deformación del material por la acción del esfuerzo aplicado, debido a que en él está incluido el resbalamiento de la probeta en las mordazas (Figura 5.16).

Si bien en el gráfico aparece nítidamente marcado un período proporcional, la falta de sensibilidad de la máquina no ofrece la suficiente garantía como para asegurar su correcta determinación; además, es evidente que las fundiciones grises carecen prácticamente de este límite.

Valores de ensayo: En nuestro caso, en el que el diagrama resultó de la máquina, sin empleo de goniómetros, el límite convencional no se determinó.

$$\tau_{ET} = 5,093 \frac{M_t^{\text{máx}}}{D^3} = 2.170 \text{ kgf/cm}^2$$

$$= 21,2 \text{ kN/cm}^2 = 212 \text{ MPa}$$

Ángulo permanente de torsión:
Prácticamente nulo.

Superficie de fractura: La fractura se produce por separación o arrancamiento según un plano de aproximadamente 45° , en el que tienen lugar las máximas tensiones de tracción.

Presenta una superficie helicoidal, en la que los extremos de la hélice están unidos por una sección prácticamente recta, que coincide con una generatriz (Fig. 5.17) lo que nos manifiesta que la misma, si bien se origina por tracción, termina por deslizamiento en uno de los planos de máxima tensión tangencial.

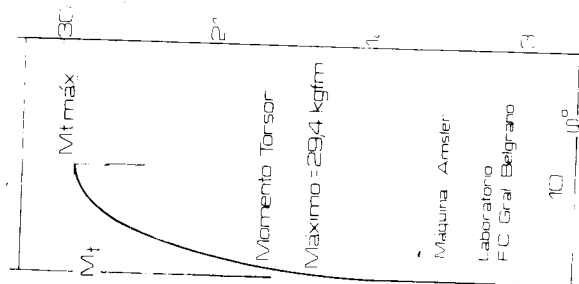


Figura 5.16. Diagrama de torsión de fundición gris.

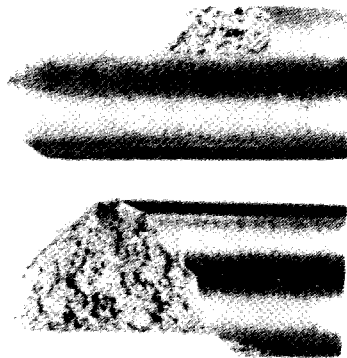


Figura 5.17. Fractura por torsión de fundición gris.

5.12.2 ACERO DE BAJA RESISTENCIA

Material ensayado: SAE 1015 **Probeta:** $D = 19,8 \text{ mm}$

Máquina empleada: Amsler, del laboratorio de la Facultad de Ingeniería de la Ciudad de La Plata.

Gráfico obtenido:

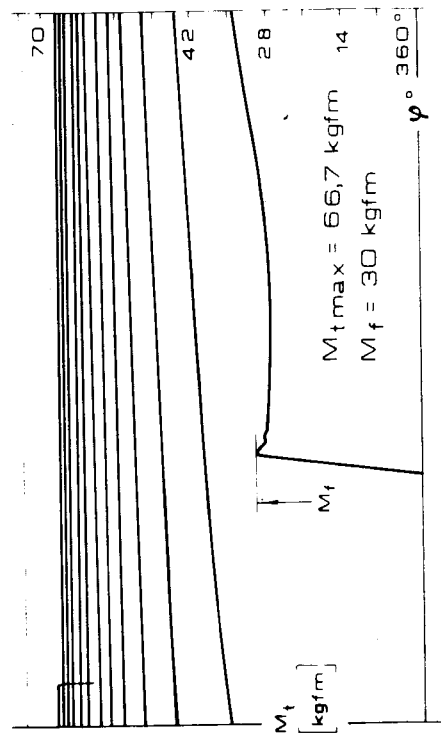


Figura 5.18. Diagrama de torsión de un acero al carbono de 0,15 % de carbono.

Valores de ensayo: $M_{t \max} = 66,7 \text{ kgfm} \sim M_{t f} = 30 \text{ kgfm}$

$$\tau = 5,093 \frac{M_t}{D^3} \left\{ \begin{array}{l} \tau_f = 1.970 \text{ kgf/cm}^2 = 19,3 \text{ kN/cm}^2 = 193 \text{ MPa} \\ \tau_{ET} = 4.380 \text{ kgf/cm}^2 = 43,0 \text{ kN/cm}^2 = 430 \text{ MPa} \end{array} \right.$$

Superficie de fractura: Se produjo sobre una sección normal al eje de la probeta, que coincide con lo previsto: los metales dúctiles son poco resistentes a los efectos tangenciales, figura 5.18.

5.13. TORSIÓN DE ALEACIONES NO FERROSAS

Material ensayado: aleación de cobre ~ Cu: 56,42 % ; Zn: 40,17 % ; Fe: 0,35 % ; Pb: 2,06 %.

Probeta: calibrada $D = 10,8 \text{ mm} \sim \ell = 122,4 \text{ mm}$

Máquina empleada: Mohr & Federhaff de 50 kgfm del laboratorio de la Escuela "Otto Krause".

Gráfico obtenido: Por comparación con los gráficos precedentes, correspondientes a un metal muy frágil (fundición gris) y otro marcadamente dúctil (acero de bajo contenido de carbono), verificamos que la aleación de cobre ensayada puede considerarse como dúctil, no aconsejable para ser utilizada en mecanismos que trabajan muy exigidos a la torsión.

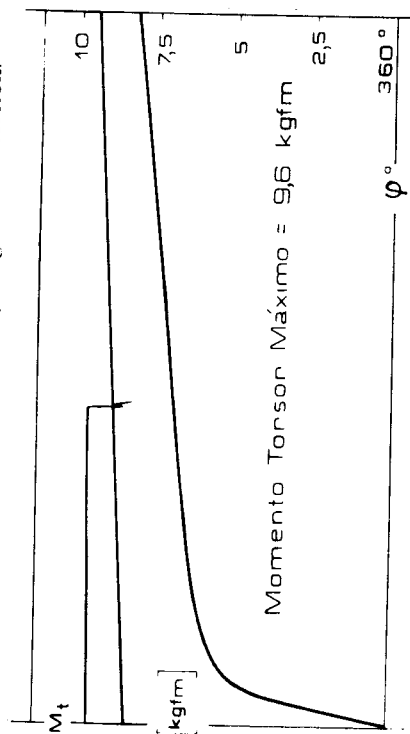


Figura 5.19. Diagrama de torsión de latón de 40 % de Zinc.

En el gráfico, figura 5.19, no se determina el aparente límite proporcional, por las mismas consideraciones efectuadas para la fundición gris.

Superficie de fractura: Fibrosa por deslizamiento en un plano coincidente con una sección transversal, de máxima tensión tangencial.

Valores de ensayo: $M_{t \max} = 9,6 \text{ kgfm}$ $\phi_{\max} = 836^\circ$

$$\tau_{ET} = 5,093 \frac{M_{t \max}}{D^3} = 3.880 \text{ kgf/cm}^2 = 38,1 \text{ kN/cm}^2 = 381 \text{ MPa}$$

5.14. ENDURECIMIENTO MECÁNICO

El fenómeno de Endurecimiento Mecánico mediante el cual un metal mejora sus propiedades de resistencia si se lo somete previamente a una deformación

plástica, lo hemos comprobado bajo cargas estáticas de tracción. En ensayos de torsión realizados en aceros de baja y mediana resistencia, verificamos idéntico fenómeno.

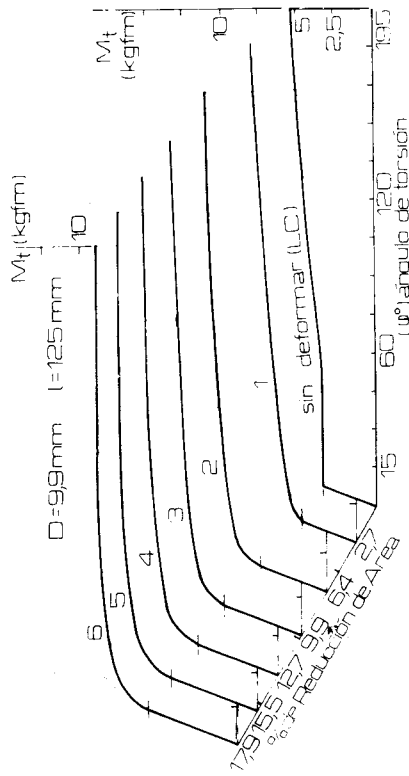


Figura 5.20. Fenómeno de endurecimiento mecánico en torsión de un acero SAE 1015. Máq. Mohr - Federhaff - Lab. Otto Krause.

La figura 5.20 nos muestra la variación de las tensiones al límite proporcional e incrementos de tensión por torsión de un acero SAE 1015 laminado en caliente (LC), deformado por tracción para varios valores de su período plástico. Los diagramas de la figura se han limitado a un mismo ángulo de torsión (195°)

Las deformaciones previas a los ensayos de torsión, fueron producidas por tracción, considerando la primera reducción de área para una tensión de 31,7 kgf/mm², muy próxima a la del límite de fluencia del material (29,9 kgf/mm²), correspondiendo al comienzo de las deformaciones uniformes de la longitud calibrada, o sea inmediatamente después de superado el límite final de fluencia.

Efectuando análogo procedimiento hemos tomado reducciones de área de hasta 17,9 %, producida por una tensión de 42,8 kgf/mm², valor muy próximo al de la resistencia estática a la tracción del material.

Ampliando el alcance de las determinaciones indicadas en la figura anterior, hemos calculado, figura 5.21, los incrementos porcentuales de las tensiones al límite proporcional y resistencia estática a la torsión, con las reducciones de las deformaciones angulares para cada caso.

En la figura 5.21 podemos observar y comprobar que los incrementos de las tensiones no guardan una proporción definida con respecto a las reducciones de áreas, y que el endurecimiento prácticamente no tiene lugar cuando las

deformaciones que generan el efecto de *endurecimiento mecánico* alcanzan valores considerables.

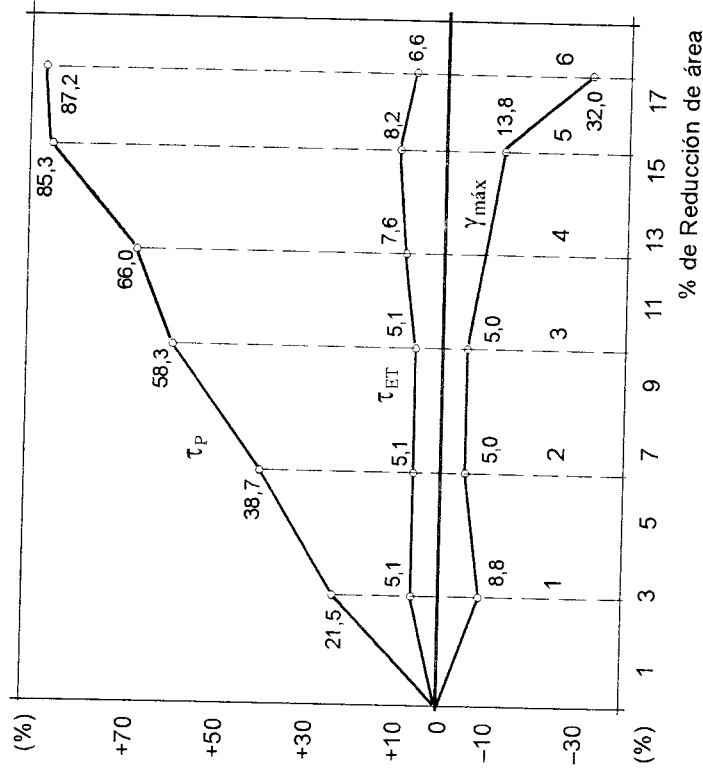


Figura 5.21. Variaciones de las propiedades mecánicas por torsión de un acero SAE 1015 (LC) deformado en frío.

5.15. MÓDULO DE ELASTICIDAD TRANSVERSAL

El cálculo del módulo de elasticidad transversal sigue un planteo idéntico al ya utilizado para el longitudinal por tracción - compresión, o sea que partiremos de la relación entre las tensiones tangenciales y los deslizamientos o deformaciones unitarias que ellas producen, que no es más que la ley de Hooke adaptada a las características de la experiencia.

$$\gamma = \beta \times \tau$$

con γ expresado en radianes y β el coeficiente de deslizamiento o de deformación transversal, que equivale al coeficiente de extensión para el caso de tracción - compresión.

Si el coeficiente de deslizamiento resulta: $\beta = 2\alpha (1 + \mu)$; para $\mu = 1/3$ a $1/4$:

$$\beta = 2,67 \text{ a } 2,5 \alpha$$

El valor inverso de β corresponde al módulo de rigidez o de elasticidad transversal ($G = \frac{1}{\beta}$), por lo que la ecuación proporcional nos queda:

$$\gamma^r = \frac{\tau}{G} \quad \therefore \quad G = \frac{\tau}{\gamma^r}$$

recordando que $\tau = \frac{M_t \times R}{J_p}$ y reemplazando su valor tenemos:

$$G = \frac{M_t \times R}{\gamma^r \times J_p}$$

$$G = \frac{M_t \times R}{\phi^r \times \frac{R}{\ell} \times J_p} \quad (J_p = \frac{\pi \times D^4}{32})$$

y en función de ϕ^r :

$$G = \frac{M_t \times \ell}{\phi^r \times J_p}$$

El momento torsor se obtiene en el dial indicador de la máquina de ensayo y el ángulo de torsión en grados de los goniómetros o clinómetros, o sea que, para el empleo de la fórmula, debe efectuarse la reducción correspondiente mediante la relación:

$$\frac{\phi^r}{2\pi} = \frac{\phi^\circ}{360^\circ}$$

$$\phi^r = \frac{\pi \times \phi^\circ}{180^\circ}$$

Si se pretende calcular el módulo, directamente con el ángulo en grados, tenemos:

$$G = \frac{M_t \times \ell}{\phi^r \times J_p} = \frac{M_t \times \ell \times 180^\circ}{\phi^\circ \times J_p \times \pi}$$

$$G = 583,6 \frac{M_t \times \ell}{\phi^\circ \times D^4}$$

y para tubos:

$$G = 583,6 \frac{M_t \times \ell}{(D_e^4 - D_i^4) \times \phi^\circ}$$

en este caso las fracciones de grado deben expresarse en decimales, tal como se miden en los goniómetros (Ej.: $1^\circ 15'$ ó $1,25^\circ$).

Para el valor de G se adoptará, como en el caso del módulo de elasticidad longitudinal, el promedio de varios valores tomados dentro del período elástico del material. A su vez el módulo de elasticidad transversal es posible relacionarlo con el longitudinal mediante la siguiente expresión:

$$G = \frac{E}{2(1 + \mu)}$$

para $\mu = 0,3$ resulta $G = 0,385 E$

5.16. DETERMINACIÓN DEL MÓDULO TRANSVERSAL DE UN ACERO

La determinación del módulo transversal se efectúa para valores comprendidos dentro del período elástico del metal, aplicándose la fórmula vista, que surge de admitir, hasta ciertos límites, la proporcionalidad entre los momentos torsores y los ángulos de torsión.

Si bien las normas aceptan que el ensayo puede realizarse determinando los ángulos de torsión para momentos crecientes sucesivos, es conveniente, a los efectos de utilizar exclusivamente las deformaciones angulares elásticas, seguir un proceso similar al ya realizado para el módulo longitudinal, o sea, comenzar con un determinado momento, para estabilizar el sistema mordazas-probeta-goniómetros, el que luego es incrementado y vuelto a su valor "cero" o inicial con lo que es posible obtener las deformaciones elásticas por deducción de la total, con aquellas permanentes que pudieran subsistir en el material.

Acero ensayado: SAE 1015

Máquina empleada: Amsler de 600 kgfm, Laboratorio de la Marina.

Probeta: D = 19,8 mm

Distancia entre goniómetros: $\ell = 200\text{ mm}$

Fórmula a emplear:

$$G = \frac{M_t \times \ell}{\phi^r \times J_p}$$
$$\phi^r = \frac{\pi \times \phi^\circ}{180^\circ}$$

Momentos kgfm	Lecturas		Diferencia ϕ°	Total ϕ°	Ángulo de torsión			G kgf/mm ² (GPa)
	Izq. ϕ°	Der. ϕ°			Plástico ϕ°	Elastico ϕ°	Elástico ϕ^r	
2	3.10	2.80	0.30					
5	4.55	4.00	0.55	0.25	0	0.25	0.004361	8766 (86.0)
2	3.10	2.80	0.30					
10	8.35	7.35	1.00	0.70	0	0.70	0.012215	8737 (85.7)
2	3.10	2.80	0.30					
15	11.25	9.80	1.45	1.15	0	1.15	0.020067	8638 (84.7)
2	3.10	2.80	0.30					

Módulo de elasticidad transversal promedio = $8714\text{ kgf/mm}^2 = 85\text{ GPa}$

El valor obtenido no hace más que certificar la relación entre el módulo transversal y longitudinal: $G \cong 0,38\ E$.

5.17. MÁQUINA TINIUS OLSEN

La máquina para torsión de la figura 5.22 de 60.000 pulg-lbf (692 kgfm) de alcance máximo, es de la casa Tinius Olsen; está constituida por una unidad de carga de accionamiento electromecánico y una unidad electrónica de control y registro, montadas sobre guías deslizables que permiten longitudes de ensayo de hasta 6 pies (1828 mm).

La unidad de control consta de un indicador de momentos torsores a cuadrante con cuatro rangos de medición, de accionamiento electromecánico

con señal realimentada de error; regulador de velocidad de ensayo de 5 a 180 grados /min.; módulo programable para ensayos cíclicos y registrador electrónico del momento torsor como función del ángulo de torsión en ambas direcciones de rotación, permitiendo la determinación de los límites convencionales y el módulo de elasticidad transversal

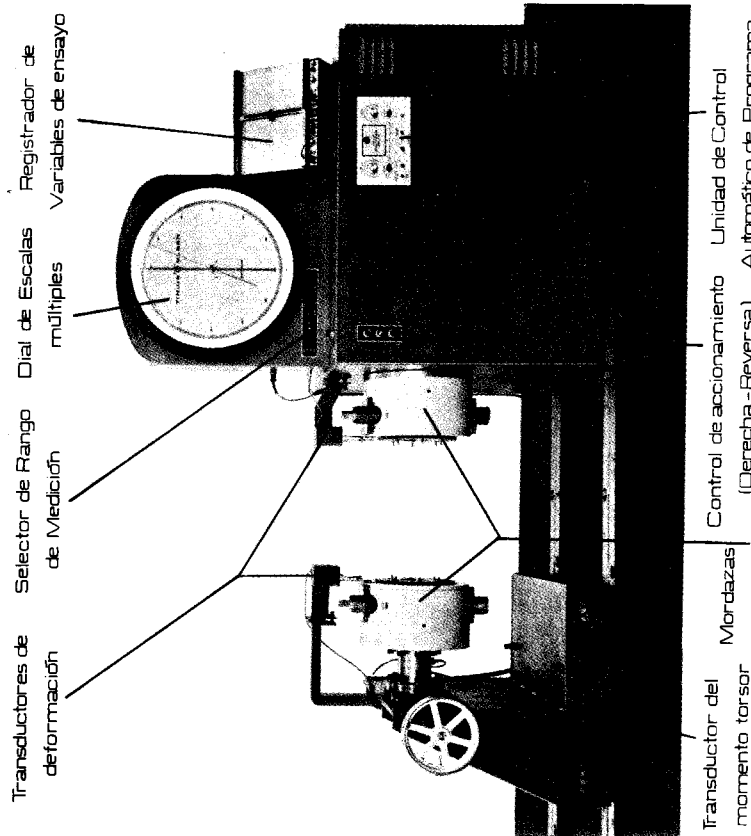


Figura 5.22. Máquina Tinius Olsen de torsión de 60.000 pulg-lbf. (692 kgfm). (Atención Tinius Olsen Testing Machine Company).

5.18. MEDIDORES DE ÁNGULOS DE TORSIÓN

Como elementos complementarios en un ensayo de torsión, se cuenta con los medidores de ángulos, que reciben el nombre de goniómetros o clinómetros. En la fotografía de la figura 5.23, tomada durante una experiencia, se muestra la disposición de los mismos.

Este modelo Olsen - Muhlenbruch adaptable a barras de 12 a 25 mm de

diámetro, con longitud de medición de 102 mm, da por lectura directa el ángulo de torsión diferencial en grados con una sensibilidad de dos décimas de grado (0,2°).

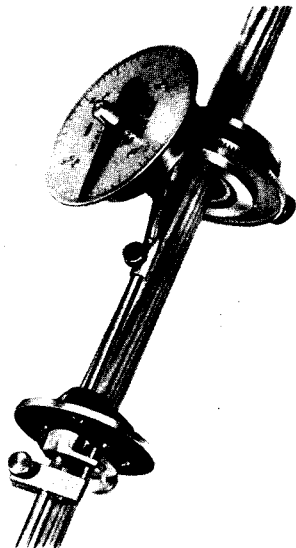


Figura 5.23. Clinómetro Olsen - Muhlenbruch
diámetro de la probeta, estableciendo las normas ASTM para la fundición y de acuerdo con sus especificaciones, 4" (101,6 mm).

5.19. TORSIÓN DE ALAMBRES

Las especificaciones técnicas solicitan, para la recepción de alambres y cuerdas de piano, la realización de ensayos de tracción y torsión además del ensayo micrográfico (ataque del material con un ácido y observación de la superficie con microscopios de más de 10 aumentos).

Los ensayos de tracción pueden realizarse según el método estudiado en el capítulo respectivo, y los de torsión, se realizan en máquinas especiales de tamaños o alcances muy inferiores, del orden de los 250 kgfcm, con respecto a las utilizadas para el ensayo de barras.

Estas máquinas poseen, en algunos casos, alambres patrones de resistencia conocida cuyos ángulos de torsión se refieren al número de vueltas dado por el alambre sometido al ensayo.

6

CORTE

6.1. CORTE

El ensayo de corte tiene poca aplicación práctica, pues no permite deducir de él algunas de las características mecánicas de importancia del material que se ensaya; es por ello que rara vez lo solicitan las especificaciones.

Existe sollicitación al corte cuando la resultante de las fuerzas exteriores actuantes sobre el cuerpo está contenida en el plano de la sección que se considera y actúa perpendicularmente al eje longitudinal de la pieza, o en otras palabras, cuando las fuerzas exteriores producen un deslizamiento de la sección transversal considerada con respecto a la inmediata.

Un caso típico de corte es el que se produce en los roblones, pernos, etc., o el que se obtiene con una tijera sobre una chapa, como ilustra la figura 6-1. En el momento en que la herramienta toma contacto con el material, podemos suponer que cumple con la condición dada, pero al penetrar en la chapa las fuerzas dejan de actuar sobre el mismo plano, provocando un pequeño momento flector.

Esta sencilla demostración nos indica que el esfuerzo de corte no puede ser obtenido prácticamente como un esfuerzo puro o simple, pues va generalmente acompañado por otro de flexión, cuyo valor variará según el procedimiento a seguir, pues es indudable que si se considera una sola cuchilla su importancia decrecerá, aunque también en este caso tendrá una pequeña influencia en el valor obtenido la dureza del filo y la penetración en cuña del mismo.

Sin embargo, prácticamente se calcula el esfuerzo de corte como si se tratase de un esfuerzo simple, aplicando la fórmula de tensión ya conocida, debido a que éste predomina tomando valores de tal magnitud que permiten despreciar los efectos secundarios.

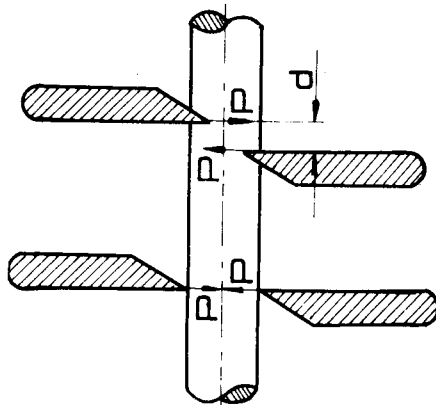
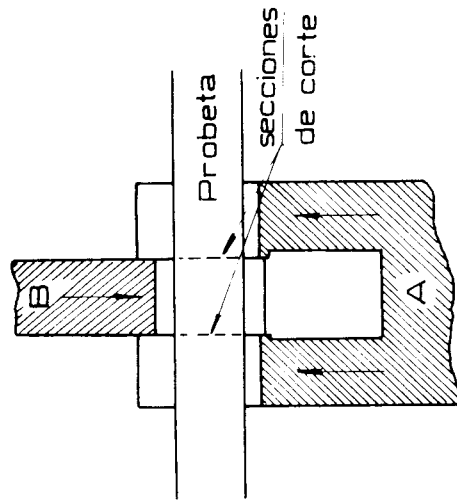


Figura 6-1. Mecanismo de corte.

$$\tau_{EC} = \frac{P_{\max}}{S_0} \quad (\text{kgf/mm}^2 \text{ o MPa})$$

El dispositivo utilizado en los ensayos es el que se indica en la figura 6-2, donde la pieza *B* se desliza en el interior de la *A*, produciendo el corte de la probeta en dos secciones, por lo que se tiene

$$\tau_{EC} = \frac{P_{\max}}{2 S_0}$$



Este accesorio presenta, con respecto a la tijera, el inconveniente de un esfuerzo mayor, pues puede considerarse que la probeta actúa como una viga apoyada en sus extremos con una carga uniformemente repartida, por lo que podría suponerse que al disminuir el ancho de *B* se tendría solucionado el problema, pero esta disminución está limitada por el aumento del esfuerzo de compresión que tiene lugar entre la probeta y la pieza *B*, debido a que ésta no llega a presentar borde cortante o filo.

Prácticamente se ha demostrado, sobre probetas de fundición gris, la importancia que toma el momento flector realizando ensayos con el dispositivo descripto y con el de tijera o guillotina, dando para el primero un valor de $\tau_{EC} = 16 \text{ kgf/mm}^2$, y para el segundo $\tau_{EC} = 19 \text{ kgf/mm}^2$. Sin embargo, se prefiere utilizar en los laboratorios el accesorio mencionado, por su fácil manejo, por permitir determinar las cargas con exactitud y por su similitud en la gran mayoría de los casos con el comportamiento de los materiales en su utilización práctica.

Para los ensayos de corte se emplean probetas cilíndricas y se llevan a cabo en prensas con accesorios especiales para transmitir la carga y apoyar el material, figura 6-3.

6.2. PRENSA AMSLER DE 5 TONELADAS

La prensa de Amsler está constituida en principio por un cuerpo metálico que adopta la forma de U, el que permite ser asegurado sobre una base de mampostería. En el extremo superior de la misma se encuentra dispuesto un tornillo de filete cuadrado, que puede ser desplazado verticalmente mediante un volante que realiza la función de tuerca; la rotación del tornillo es impedida

por una barra fija en su extremo que se desliza con él y sobre otra varilla lateral.

Este tornillo representa en la máquina la mesa fija, puesto que su desplazamiento sólo se utiliza para aproximar o alejar los distintos dispositivos que, de acuerdo con el ensayo a realizar, se aplican en el extremo inferior del mismo, como puede verse en la figura 6-4 (durante un ensayo).

La mesa móvil, o sea aquella mediante la cual se transmite la carga, debido a que es de accionamiento hidráulico, está formada por dos cilindros, uno dentro de otro, que ofrecen a la presión del aceite dos superficies distintas, de modo que trabado el mayor de ellos la carga máxima que puede transmitirse es de 500 kgf; en caso contrario, se desplazan ambos cilindros ejerciendo un esfuerzo máximo de 5.000 kgf.

La mesa móvil presenta, además, en su superficie de contacto, una depresión en forma de casquete esférico que, al mismo tiempo que permite centrar los distintos dispositivos adaptables a ella, les facilita el "acomodamiento" necesario para contemplar toda falta de paralelismo entre las caras opuestas de las probetas a ensayar, pudiendo evitarse este movimiento cuando se desee, mediante la interposición de una arandela metálica.

El aceite a presión se obtiene con la ayuda de una bomba a émbolo de doble efecto, accionada a mano.

El sistema con que cuenta la máquina para poder valorizar las cargas aplicadas a los materiales ensayados, se deriva de la presión del aceite en la mesa móvil que, comunicado con un pequeño cilindro situado en la parte inferior de la máquina, transmite mediante su émbolo un valor proporcional de dicha carga a un sistema de barras que, articuladas en la parte superior a una pieza prismática, imprime un movimiento de rotación a un árbol horizontal que, mediante un péndulo asegurado en su otro extremo, equilibra el esfuerzo.

Fijo al mismo árbol se encuentra un sector circular dentado que transmite su giro a las agujas de un cuadrante graduado convenientemente (escalas para 500, 3.000 y 5.000 kgf).

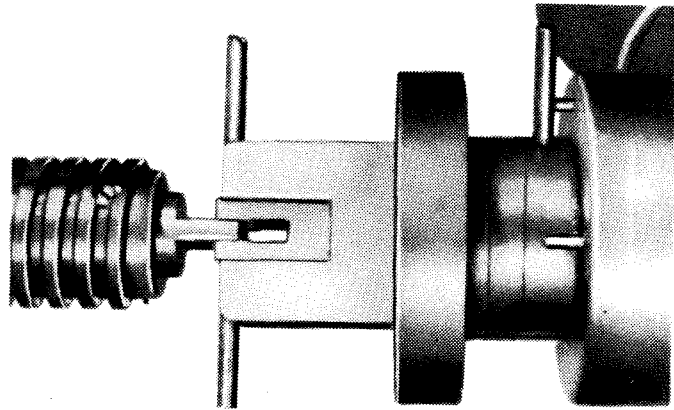


Figura 6-3. Accesorio de corte.

DEFORMACIONES EN EL TIEMPO O EFECTO CREEP

7.1. DEFORMACIONES EN EL TIEMPO

Hasta aquí hemos verificado que bajo los ensayos denominados convencionalmente como "estáticos", las deformaciones plásticas que experimentan los metales a temperatura ambiente, producen un endurecimiento que mejora sus capacidades resistivas, con excepción del estaño, cinc y plomo.

A temperaturas apreciablemente superiores a la del ambiente los metales no incrementan sus resistencias debido entre otras causas al aumento relativo en la movilidad de los átomos, que al establecer nuevas orientaciones de los cristales neutralizan el efecto de endurecimiento, provocando deformaciones plásticas en forma continua, en una fluencia lenta en el tiempo, que comienza bajo tensiones coincidentes con el límite de fluencia del material, aunque eventualmente puede tener lugar un fenómeno similar en el proceso anelástico de los aceros (límite de elasticidad diferido en el tiempo).

De lo expuesto se deduce que *la resistencia de los metales a la fluencia debe ser referida a su capacidad de resistir los mayores esfuerzos, a las más altas temperaturas y durante el mayor tiempo posible con la menor deformación.*

Es en base a los criterios de fluencia que se seleccionan los metales a utilizar en el diseño de calderas, válvulas de escape de motores a explosión, paletas de turbinas de gas, sistemas especiales, etc., que en sus usos prácticos pueden llegar a soportar temperaturas próximas, en algunos casos, a los 1000 °C.

Al proceso físico de alargamiento lento y progresivo se le denomina *deformaciones en el tiempo, fluencia lenta* o más generalmente como *efecto creep* de acuerdo a su designación en inglés (deslizamiento o escurrimiento).

El creep puede ser rápido o lento a cualquier temperatura y disminuye con la tensión, pudiendo no llegar a la rotura del material pero sí causar inconvenientes en los mecanismos, como ejemplo de fácil interpretación mencionaremos el juego que suele producirse en uniones con bridas debido a este efecto en los bulones de ajuste.

Por todas estas razones es necesaria la realización de ensayos sobre series de probetas, las que se someten a cargas constantes a diversas

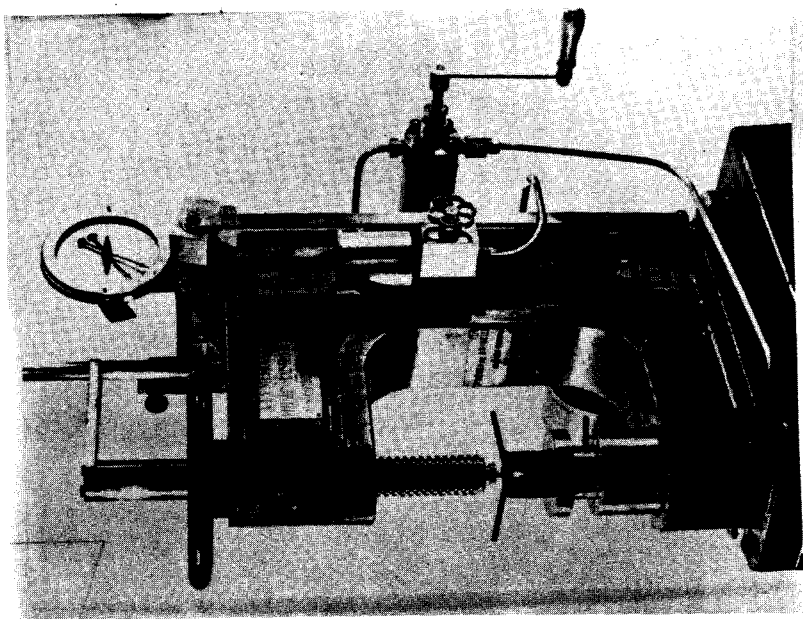


Figura 6-4. Prensa Amsler de 5 tnf - Lab. Otto Krause

6.3. CORTE EN FUNDICIÓN ESFEROIDAL

Material: Fundición esferooidal de colada y tratada ($d = 7$ mm)

Máquina: Prensa Amsler de 5000 kgf Laboratorio Esc. Industrial Otto Krause.

Valores		
<i>Sin tratar</i>	$\tau_{EC} = 43 \text{ kgf/mm}^2$	<i>Normalizada</i> $\tau_{EC} = 47 \text{ kgf/mm}^2$
<i>Recocida</i>	$\tau_{EC} = 34 \text{ kgf/mm}^2$	<i>Templada</i> $\tau_{EC} = 63 \text{ kgf/mm}^2$

temperaturas con el objeto de determinar en todos los casos la fluencia lenta, pues para cada material y carga existe una temperatura límite hasta la cual las deformaciones que se producen no provocan la rotura. Pasada esta temperatura la velocidad de deformación aumenta hasta la fractura del material.

Conociendo la carga y temperatura constantes a que se puede estar sometido un elemento, es posible graficar el alargamiento por creep, realizando ensayos sobre probetas sometidas a tensiones de tracción (ASTM 139 - 95 y DIN 50117).

En estudios de la fluencia lenta de los metales a utilizar, entre otros, en proyectos especiales, los ensayos pueden durar meses o años, aunque según el orden de necesidad se aceleran con el objeto de obtener valores en tiempos prudenciales, es así que se realizan generalmente durante 1000 horas (aproximadamente 42 días), para luego extrapolar los resultados a los tiempos de uso del material.

Si a la probeta se le aplica a temperatura ambiente una tensión de tracción de valor inferior al de su límite de proporcionalidad, se producirá un alargamiento elástico inmediatamente después de aplicada la carga, que permanecerá constante cualquiera sea el tiempo de permanencia; si llevamos

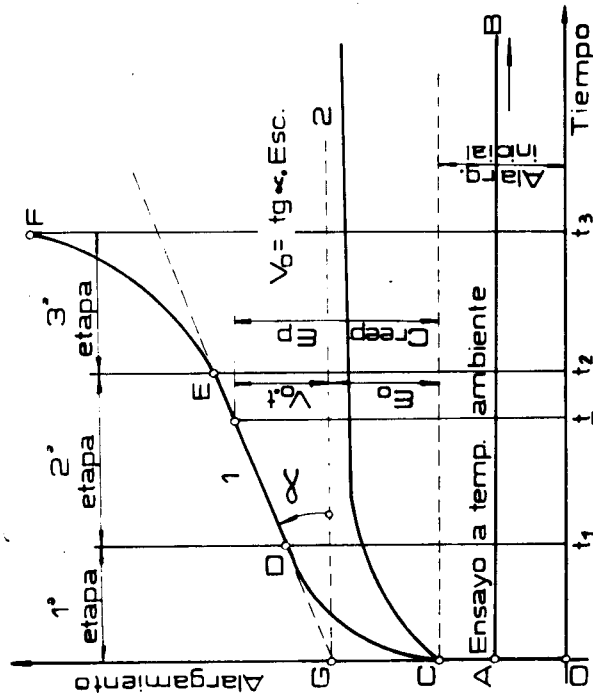


Figura 7.1. Relación alargamiento - tiempo en creep.

está deformación a un diagrama alargamiento - tiempo (figura 7.1.) la misma quedará indicada por la ordenada OA y la abscisa AB.

Ahora bien, si bajo la misma tensión se eleva la temperatura, se produce un alargamiento inmediato OC, mayor que el anterior, debido principalmente a que el módulo de elasticidad de los metales disminuye al aumentar aquella, pudiendo ser dicha deformación enteramente elástica o elástica-plástica según el material, la temperatura y la magnitud de la tensión aplicada.

Para la carga y temperatura empleadas, el material podrá o no llegar a la rotura, si ésta tiene lugar, el mismo experimentará deformaciones que variarán con el tiempo de acuerdo a la curva 1, produciéndose la fractura en el punto F al cabo del tiempo t_3 , en caso contrario, presentará deformación final estable, curva 2, que nos indica que aunque las mismas aumenten no se llegará al período de estricción del material.

El análisis de la curva 1 es similar al del gráfico espacio - tiempo de un estudio cinemático y admite tres consideraciones a saber: que el alargamiento inicial es rápido y que a medida que éste aumenta la velocidad de creep disminuye, como indica la curva CD. Esta deformación a velocidad decreciente se denomina *primera etapa del creep* y finaliza en tiempo t_1 .

La *segunda etapa del creep* está representada por la variación lineal DE, que nos manifiesta que las deformaciones se producen a velocidad constante y cuyo valor estará dado por el producto de la tangente trigonométrica del ángulo que forma con la horizontal y las escalas del dibujo. En este período la sección transversal se mantiene prácticamente sin alteraciones.

La *tercera etapa* se caracteriza por un rápido aumento de la velocidad de deformación hasta la rotura, la que se ve facilitada por la disminución de sección que experimenta la probeta.

La curva 2 presenta solamente, para el tiempo de ensayo, las dos primeras etapas del creep y en donde el período a velocidad constante es de menor ángulo que el de la curva anterior, tendiendo a la horizontal si disminuye la carga o la temperatura.

7.2. NATURALEZA DEL CREEP

Para interpretar el fenómeno de deformaciones lentas podemos admitir que la rotura de los metales a bajas temperaturas, se produce a través de los cristales mismos, mientras que para altas temperaturas (en la mayoría de los metales a partir de los 450 °C), la fractura tiene lugar en los bordes de aquéllos, es así que para una misma tensión y material, los alargamientos que se obtienen a temperaturas menores que la mencionada, se asemejan a un movimiento elástico entre los elementos constituyentes. A temperaturas superiores, si bien

el fenómeno que tiene lugar es poco conocido, se admite que el escurrimiento se produce, como hemos expresado, por la movilidad de los átomos, que se asemeja a un proceso similar al que se obtendría en un líquido muy viscoso.

De lo expuesto se deduce que hasta ciertas temperaturas el endurecimiento provocado por deformación del material ejerce su efecto y el creep no acontece si las tensiones no son lo suficientemente grandes como para superar el aumento de la resistencia (diagrama con deformación estable).

A altas temperaturas la materia intercrystalina adquiere un flujo viscoso, lo que sumado al hecho de que el endurecimiento ofrece, en estas condiciones, menor resistencia a las deformaciones plásticas, los granos del metal pueden deslizarse aún para pequeños valores del esfuerzo.

Un proceso similar se producirá cuando se sobrepasa la temperatura de recristalización del material.

Verificamos así que con el incremento de las temperaturas la velocidad de deformación es mayor que la del endurecimiento, aunque las tensiones se mantengan bajas.

7.3. APARATOS PARA EL ENSAYO DE DEFORMACIONES EN EL TIEMPO

Los aparatos diseñados hasta el presente permiten realizar ensayos de creep bajo tensiones de torsión, flexión, tracción, etc., aunque sólo son utilizados los indicados en las normas ASTM y AMSE debido a que debe seguirse un criterio fijo por no conocerse exactamente todos los factores que varían la resistencia de un material bajo las condiciones de ensayo.

Estos métodos consisten en someter a una o más probetas de medidas normalizadas a cargas fijas de tracción y a diferentes temperaturas y observar en forma periódica el alargamiento que experimentan.

Con los valores de los ensayos se construyen gráficos que permiten hallar la tensión admisible o límite para una deformación plástica dada a una temperatura establecida.

Los aparatos con los que se determina el creep deben disponer de tres elementos principales: el horno eléctrico con dispositivo de control de temperatura, el extensómetro para medir las deformaciones y el accesorio de carga constante.

En el aparato representado esquemáticamente en la figura 7.2, el horno está formado por dos cilindros concéntricos con material aislante, que permite mantener la temperatura constante durante el ensayo, la que se obtiene mediante un arrollamiento eléctrico sobre tubos de sílice o corindón artificial.

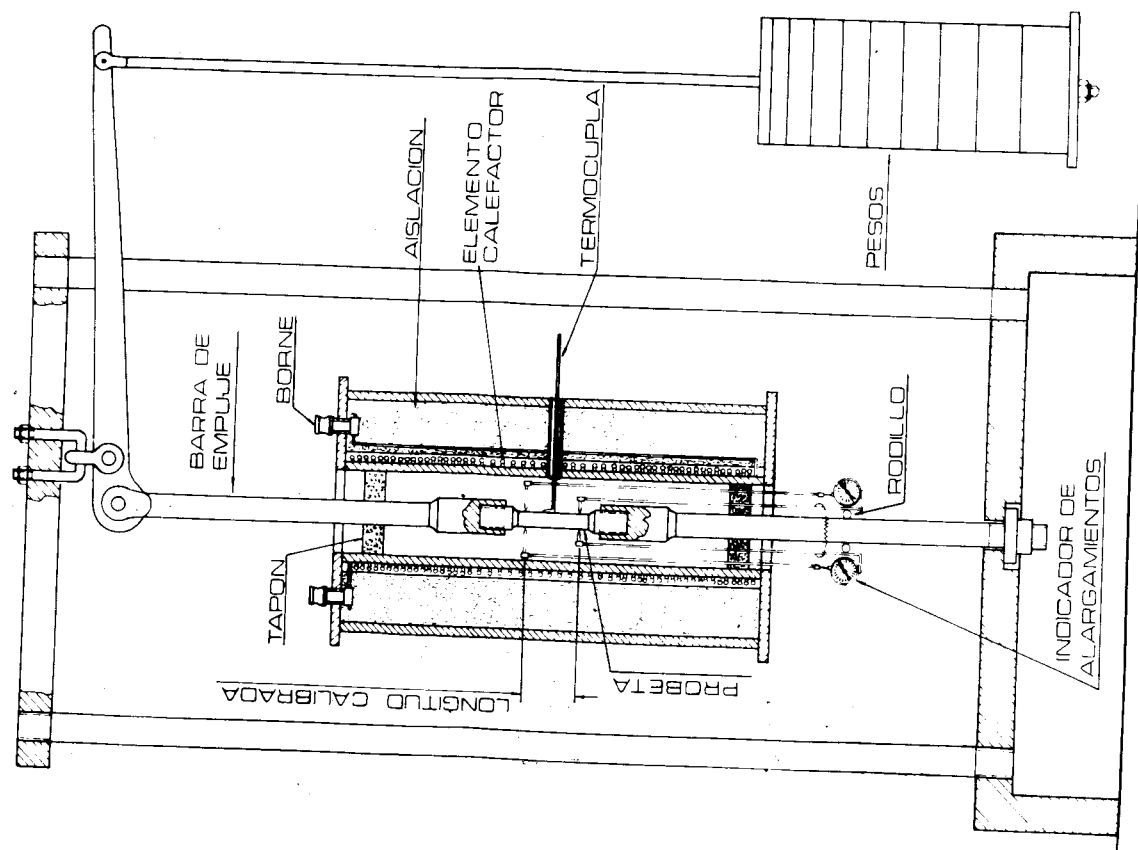


Figura 7.2. Corte esquemático de una máquina de creep.

El esfuerzo se transmite por un sistema de palancas y pesas, enroscándose la probeta a las barras verticales del aparato, como indica la figura.

Las normas aconsejan que para probetas de hasta 127 mm (5") de longitud tarada o calibrada, la variación máxima de temperatura entre marcas no debe exceder de $\pm 1,6^{\circ}\text{C}$ para temperaturas de ensayo hasta 650°C , de $\pm 2,7^{\circ}\text{C}$ hasta 870°C y de $\pm 5,5^{\circ}\text{C}$ para temperaturas mayores.

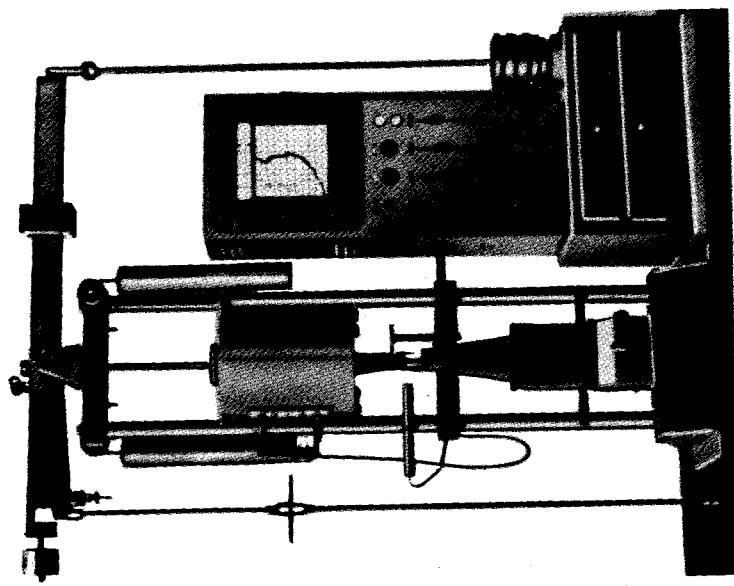


Figura 7.3. Máquina Amsler para ensayos creep (Laboratorio Otto Krause).

La determinación de la temperatura a la que se encuentra la probeta durante el proceso es considerada como la medición más importante, debido a que pequeñas fluctuaciones de la misma pueden producir grandes variaciones en la velocidad de deformación. Es por ello que los extremos del horno se taponan para evitar la circulación de aire que haría variar a aquélla o provocar la oxidación del material.

A su vez y con el objeto de disminuir las pérdidas de calor a través de las barras transmisoras del esfuerzo, es que el arrollamiento eléctrico es mayor en los extremos, de modo que la transmisión de la probeta al exterior es compensada por la de sentido inverso, originada por la mayor temperatura producida.

La medición de la temperatura se efectúa con una termocupla que está en contacto directo con el centro de la probeta, y su regulación mediante un termostato.

Las deformaciones se determinan en este caso por un extensómetro con dial indicador, en donde los dos pares de varillas, que fijan la longitud calibrada, se construyen de aleaciones especiales para eliminar variaciones en su longitud por la acción de las altas temperaturas.

Es posible también emplear extensómetros a espejos o con sistema telescópico que permiten mirar a través del horno las marcas en el material y medir los alargamientos con un micrómetro fijo a una de las lentes.

La figura 7.3, nos muestra una máquina Amsler para ensayos de fluencia de 3000 kgf de carga máxima, con temperatura variable hasta 1000°C , la que se regula automáticamente. Los alargamientos de la probeta se miden con un sistema óptico que permite apreciar hasta 0,001 mm y el diagrama se obtiene directamente sobre un registrador fotográfico.

Las pesas de 10 kgf que se colocan en el brazo vertical del sistema de cargas, producen sobre el material una fuerza de 200 kgf y mediante el cursor que posee la barra horizontal graduada, es posible aplicar cargas de hasta 1 kgf con la exactitud de 0,1 kgf.

Los contrapesos que se encuentran próximos al horno sirven para efectuar su desplazamiento y poder así roscar la probeta a las barras transmisoras.

En hornos especiales se ensayan hasta 12 probetas a la vez y en algunos casos se introduce en los mismos un gas inerte como el nitrógeno para evitar la oxidación de los materiales.

7.4. PROBETAS EMPLEADAS

Las probetas son cilíndricas con longitudes calibradas desde 50,8 mm (2") hasta 508 mm (20") y sus diámetros pueden ser de 12,82 mm (0,505"); 9,06 mm (0,357") y 6,40 mm (0,252"), con tolerancias de $\pm 0,5\%$.

Las probetas que se emplean en donde sólo se busca la resistencia al creep, presentan una longitud calibrada pequeña por la comodidad que ello representa, en cambio se utilizan las de mayores dimensiones cuando se deben medir exactamente pequeñas velocidades de deformación.

En general y siempre que no se especifiquen otras probetas se prefieren las de 127 mm (5") de largo y 12,82 mm (0,505") de diámetro, las que presentan su superficie perfectamente lisa y libre de defectos.

Algunos aparatos especiales permiten ensayar probetas en forma de flejes, tubos o alambres.

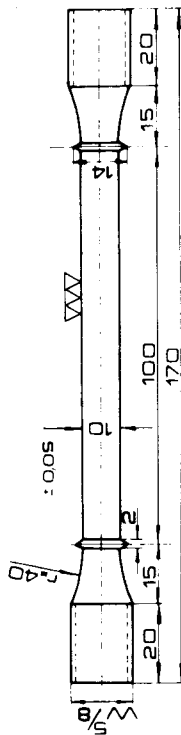


Figura 7.4. Probeta para ensayo creep.

La figura 7.4, muestra la probeta indicada por la casa Ansler para ensayos de fluencia con la máquina anterior.

7.5. MARCHA DEL ENSAYO

Una vez fijadas la carga y temperatura a las que ha de realizarse la práctica, se calienta la probeta hasta alcanzar la misma y se mide en ese instante la longitud tarada, aplicando luego la carga estipulada rápidamente pero sin golpes.

A partir de ese momento se tomarán medidas del alargamiento a intervalos más o menos frecuentes que pueden llegar a ser diarios y hasta semanales según la rigurosidad de la experiencia, no debiendo efectuarse en ningún caso menos de 50 lecturas de las deformaciones con sus correspondientes registros de temperaturas, de las que se hará el promedio para fijar la temperatura a considerar.

Los ensayos no tendrán una duración menor de 1000 horas y en los casos de que el creep perjudicial tenga lugar al cabo de varios años, éstos podrán realizarse hasta el tiempo necesario como para calcular la velocidad de deformación constante del segundo periodo. De esta manera, suponiendo que el creep continuará en igual forma, se podrá determinar gráficamente el creep total o alargamiento plástico ϵ_p que experimentará el material en un tiempo t mayor que el del ensayo.

Este procedimiento no debe realizarse más allá del punto de inflexión de la curva en la tercera etapa, la que se considera que comienza para un creep total del 1 % con respecto a la unidad de pulgada.

Llamando *creep elemental* al valor ϵ_0 del gráfico de la figura 7.1. o sea, la ordenada CG (el punto G se obtiene por la intersección de la recta con el eje de los alargamientos) y sabiendo que la tangente del ángulo del segundo período nos da el valor de la velocidad constante, el creep total en el tiempo t resulta:

$$\epsilon_p = \epsilon_0 + V_0 \times t$$

7.6. EMPLEO DE LAS CURVAS DE ENSAYO

El diseño de piezas sometidas a tensiones constantes y a temperaturas superiores a los 450 °C se efectúa, para evitar inconvenientes en los mecanismos, en base a la velocidad de alargamiento en la segunda etapa del creep, en cambio, si la temperatura es menor, se pueden realizar ensayos de corto tiempo que permitan determinar rápidamente la tensión al límite de proporcionalidad y resistencia a la tracción bajo esas condiciones.

En el ensayo de deformaciones lentas se puede fijar una determinada temperatura y graficar el comportamiento de los materiales bajo diferentes tensiones, como indica la figura 7.5a, los que permiten por extrapolación, conocer los diagramas para tiempos muy superiores a los de ensayo para un creep máximo de 1 % por pulgada (Fig. 7.5b).

En base a los diagramas de la figura 7.5b, se construyen otros con los que se puede obtener la tensión admisible capaz de producir una deformación dada en un tiempo conocido para la temperatura considerada. Por ejemplo, para una deformación del 0,6 % en 6 años a 425 °C, nos da una tensión de 952 kgf/cm².

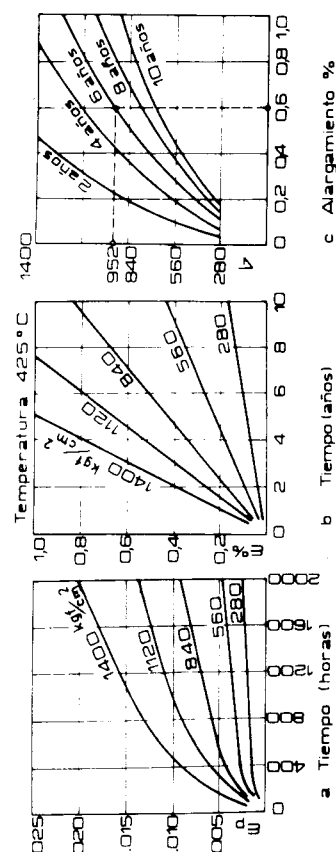


Figura 7.5. Curvas creep: a) deformación - tiempo; b) deformación - tiempo por extrapolación; c) tensión admisible para alargamientos y tiempos dados.

Ensayando series de probetas hasta la fractura, para distintas tensiones y temperaturas, se pueden confeccionar gráficos tensión – temperatura y tensión – tiempo de ensayo, que permiten profundizar el conocimiento de un determinado material bajo el efecto creep.

Los factores que inciden sobre el comportamiento de los materiales sometidos a tensiones constantes son: el tamaño de grano, composición química, procedimiento de fabricación y tratamiento térmico.

8

IMPACTO

8.1. IMPACTO

Los ensayos bajo cargas progresivas aplicadas lentamente, conocidos como estáticos, permiten determinar las propiedades mecánicas de resistencia y deformabilidad de los materiales según los distintos esfuerzos a que pueden estar sometidos, siempre que resulten aplicados en análogas condiciones.

Muy pequeñas deformaciones de los metales causadas por la aplicación de cargas constantes actuantes en el tiempo bajo altas temperaturas, pueden incrementarse en meses o años en una *fluencia lenta* hasta su rotura, al no producirse el endurecimiento mecánico que tiene lugar por efecto de la deformación a temperatura ambiente, que aumenta la resistencia del material.

Además, como veremos en el capítulo 9, si se aplican tensiones variables que se repiten en tiempos muy breves (ensayos dinámicos de duración: Fatiga), al alcanzarse varios millones de ciclos se puede llegar a la fractura del material para valores del esfuerzo que correspondan a su período elástico, obtenido en un ensayo de tracción estática, muy especialmente con la corrosión, las entallas y las temperaturas.

Por último resulta necesario analizar las consecuencias que generan en los metales variaciones de cargas prácticamente instantáneas, del orden del millón de veces más rápidas que en ensayos estáticos, que pueden ser las causantes de las *fallas por fragilidad*, aún en aquellos considerados dúctiles, debido a que el brevísimo tiempo en que actúan las ondas de tensión no permite el libre desarrollo de las deformaciones, considerando que los mecanismos que las generan en su estado plástico presumiblemente no varían con el modo de aplicación de la carga.

La *tenacidad*, que resulta la propiedad de absorber energía, se determina a partir de aquella necesaria para provocar la fractura de la probeta de un sólo golpe, que generalmente actúa como carga de flexión, para lo cual se emplean *péndulos* con alcances preestablecidos.

A tal efecto en los ensayos de impacto se calcula, según normas DIN, la denominada *Resiliencia (K)*, que resulta de la relación entre la energía consumida con la sección del plano transversal donde se produce la fractura, o bien directamente, normas ASTM, del valor de la energía de rotura en

Joule o en kilogramo fuerza metro (libra-pie en unidades de países anglosajones).

$$\text{DIN 50115 Resiliencia: } K = \frac{A}{S} \left(\frac{\text{joule}}{\text{cm}^2} \text{ o } \frac{\text{kgfm}}{\text{cm}^2} \right)$$

$$\text{ASTM E23 Energía de rotura en joule o kgfm}$$

Esta determinación no nos ofrece sin embargo una propiedad definitiva de los metales por ser muchos los factores que pueden incidir en los valores de ensayos, pero si constituye un índice de la tenacidad con respecto a los obtenidos en experiencias realizadas bajo idénticas variables, dado que no admite otra condición de comparación o semejanza.

Por otra parte y a los efectos de evitar falsas interpretaciones recordemos que la *Capacidad de Trabajo de Deformación* elástica o plástica (página 159), corresponde a la energía que absorbe el material por unidad de volumen hasta alcanzar su límite elástico (*Módulo de Resiliencia*) o hasta su rotura, posibles de determinar en un diagrama de tracción estática.

La diferencia entre los criterios adoptados para el cálculo de la Resiliencia en impacto y del Módulo de Resiliencia en tracción estática, tiene su fundamento en el hecho que si bien el parámetro correcto a considerar resulta el volumen que absorbe la energía, en impacto no es posible precisar el que realmente está afectado por la deformación.

Lo expuesto hace que los resultados obtenidos en uno y otro ensayo no puedan compararse, no sólo por considerar distintos parámetros, sino que por la forma de aplicación de la carga y su influencia en el proceso de deformación mediante el cual el metal absorbe energía.

En ambos casos los valores de las resiliencias son de gran aplicación en la elección de los materiales a utilizar en determinadas máquinas y estructuras.

El conocimiento de la capacidad de trabajo de deformación es de importancia para seleccionar a los metales que en sus usos prácticos deban resistir tensiones ocasionales superiores a sus límites elásticos, como puede ocurrir en amortiguadores, engranajes, elásticos, etc.. En cambio bajo condiciones de impacto la selección se realiza teniendo en cuenta los efectos que inciden en la fragilización de los metales.

Por otra parte y desde el punto de vista metalúrgico, el conocimiento de la resiliencia por impacto da una referencia de las propiedades de las estructuras metálicas que no quedan bien definidas en ensayos estáticos, debido a las alteraciones que producen el alargamiento y la estricción. Es posible por lo tanto establecer si la conformación en caliente es adecuada o bien si el tratamiento térmico es correcto.

El ensayo por choque sobre probetas normalizadas, es especialmente útil para determinar los distintos grados de revenido de los aceros, como verificar el recocido, forjado o normalizado a que pueden estar sometidos. Así un mismo acero SAE 4340 con dos tratamientos térmicos distintos: templado/revenido y normalizado/revenido, que presentan prácticamente similares durezas, en ensayos de impacto sus diferentes capacidades de absorber energía a igual temperatura (-50 °C), resultan notables, aproximadamente 70 y 18 J respectivamente.

8.2. EFECTOS FRAGILIZANTES

Considerando que en ingeniería reviste especial importancia el problema de la fractura frágil, los ensayos de resiliencia se realizan en probetas que presentan entallas en la sección de rotura, con excepción del cinc y sus aleaciones.

El motivo de las entallas es el de generar concentradores de tensiones y la aparición de un estado triaxial que suprima el deslizamiento, causa de la deformación (Efectos de Entallas, pág.46), que sumado a la naturaleza cuasi instantánea del impacto, aumentan la severidad de la prueba para *poder así establecer la aptitud de tenacidad con la sensibilidad del material a las entallas*.

Además de las entallas y del efecto dinámico de aplicación de las cargas, las bajas temperaturas resultan otro importante factor que acrecienta el proceso de fractura frágil. Así en ensayos realizados en idénticas condiciones, pueden experimentar una transición de *rotura dúctil a frágil* con la disminución de la temperatura, variaciones que tiene lugar en un intervalo de -100 a +100 °C, en el que es posible fijar un valor definido por las normas, a los efectos comparativos, como *temperatura de transición*.

En la gran mayoría de los casos son el estado triaxial y las bajas temperaturas las causales de las roturas frágiles, que se intensifican al aumentar la velocidad de la carga de impacto.

En los aceros dúctiles la transición de rotura dúctil a frágil se produce para caídas no muy pronunciadas de las temperaturas, dentro de ciertos intervalos de valores, por lo que por razones de seguridad la determinación de la tenacidad es de práctica en aquellos a utilizar en la fabricación de tuberías, chapas soldadas, recipientes para almacenar fluidos a presión, puentes, etc..

La gran influencia de las entallas, la velocidad de aplicación de las cargas y las temperaturas en el proceso de fragilización de los metales, las hemos analizado en 2.19. EFECTOS FRAGILIZANTES (pág. 163), consideraciones aplicables a todo tipo de esfuerzo, debiendo tenerse en cuenta las características especiales para cada caso.

8.3. ENERGÍA DE IMPACTO

Los ensayos dinámicos de impacto se realizan generalmente en máquinas denominadas péndulos o martillos pendulares, en las que se verifica el comportamiento de los materiales al ser golpeados por una masa conocida a la que se deja caer desde una altura determinada, realizándose las experiencias en la mayoría de los casos, de dos maneras distintas según que la probeta rompa por flexionamiento (*flexión por choque*, método normalizado) o que su rotura se alcance por deformación longitudinal (*tracción por choque*).

Los valores obtenidos en estos ensayos son únicamente comparables entre sí cuando se realizan bajo idénticas condiciones en lo referente a las probetas, velocidad de aplicación de la carga, temperatura y energía de impacto, no admitiendo otra condición de semejanza.

La máquina de ensayo determinará el trabajo absorbido por el material cuando es roto de un golpe por la masa pendular y su valor en kgfm o Joule, o relacionándolo con la sección o volumen de la probeta, según el método, nos indicará la resistencia al choque o capacidad del material para absorber cargas dinámicas de impacto.

El principio de funcionamiento de las máquinas utilizadas es el que ilustra en forma esquemática la figura 8.1, en donde una masa o peso G asegurada a una barra que puede girar libremente sobre un eje O , es elevada a una altura h_1 , desde su posición vertical de reposo.

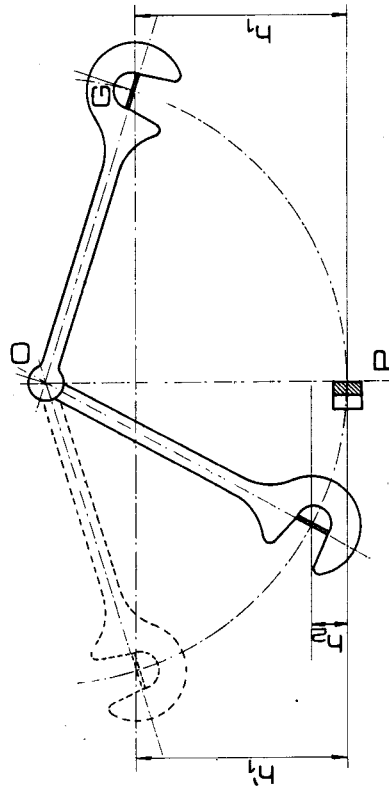


Figura 8.1. Principio de funcionamiento del péndulo para ensayos de flexión y tracción por choque

Si en estas condiciones se la deja caer y en el punto P , ubicado sobre la vertical del desplazamiento del péndulo, se coloca una barra de material determinado, la masa al chocar con ella producirá su rotura, si la energía que

posee el péndulo es mayor que la necesaria para alcanzarla, en cuyo caso continuará su trayectoria elevándose hasta una altura h_2 .

El trabajo empleado entonces en romper la barra será la diferencia entre la energía inicial del péndulo y la que posee al final de su carrera.

$$A_0 = A_1 - A_2$$

$$\text{Si } A_1 = G \times h_1 \text{ y } A_2 = G \times h_2; \text{ tenemos: } A_0 = G (h_1 - h_2)$$

El valor numérico en kilogramo fuerza metro o en Joule del trabajo gastado para producir la rotura queda indicado sobre una escala convenientemente graduada que posee la máquina.

El trabajo o energía registrada será considerada aceptable cuando las pérdidas por fricción entre las partes metálicas de la máquina, para la marcha en vacío, sea inferior al 0,4 % de la energía máxima.

Si bien la comparación entre valores obtenidos, aún sobre iguales materiales y parámetros de ensayos, exige en principio que sólo pueden relacionarse cuando se emplea la misma máquina, numerosos ensayos realizados por el American Society for Metals, en rigurosas condiciones de laboratorio, sobre aceros de la serie SAE 4340, han demostrado que si el error en vacío se encuentra dentro de normas, la deformación elástica de los elementos transmisores de carga y la energía disipada en la fundación en el momento del impacto (variables de uno a otro péndulo), no afectan en más del 1 % a los valores medios encontrados. Por lo que aceptamos, a los efectos comparativos, energías de rotura de cualquier péndulo a condición de que sus alcances máximos coincidan.

En la actualidad el desarrollo de los transductores de carga en base a calibres eléctricos resistivos (metálicos o semiconductores), en conjunción con dispositivos fotoeléctricos, de alta intensidad de iluminación para medir la velocidad del golpeador inmediatamente antes del impacto, han permitido un mejor análisis del comportamiento de los metales bajo sollicitaciones de choque.

El registro y procesamiento de los valores medidos en un tiempo de compilación excesivamente pequeño hace imperiosa la utilización de osciloscopios y, en instancia superior, de microprocesadores de datos.

En el registro por osciloscopio las salidas de los transductores amplificadas permiten obtener, en la pantalla del mismo, la función $P - t$ y por integración de ella, con ajuste a la velocidad de impacto (V_0) utilizada, la función $Ea - t$, definiendo como tal a la siguiente relación:

$$E_a = V_0 \int_0^t P \, dt$$

Las funciones $P - t$ y $E_a - t$ (fig. 8.2) determinan el valor de la energía absorbida

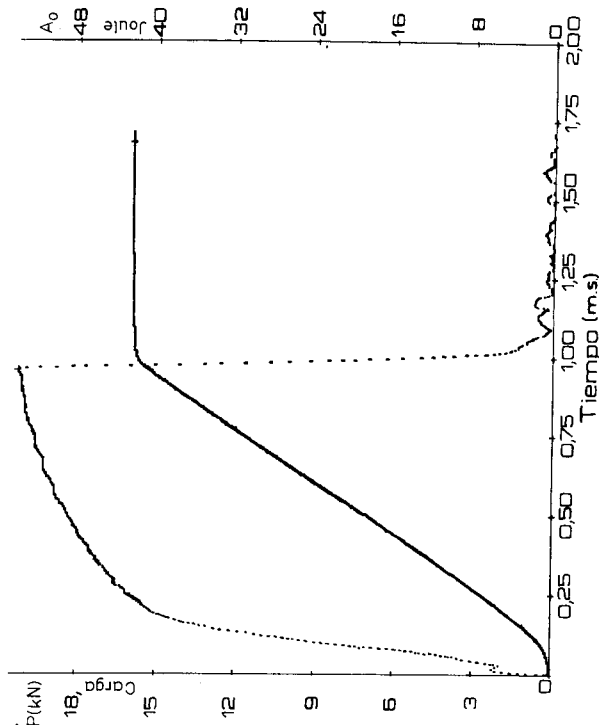


Figura 8.3. Funciones $P-t$ y A_0-t de un ensayo Charpy con entalla en V empleando microprocesador Dynatup (Cortésia Effects Technology Inc.).

8.4. MÉTODOS DE ENSAYO

Desde el año 1892 en que Le Chatelier realizó por primera vez ensayos sobre materiales que, en condiciones normales de trabajo, rompen por la denominada "fragilidad de entalla", hasta nuestros días, muchas son las teorías y métodos expuestos a fin de obtener valores que indiquen, con la mayor exactitud posible, las características del material cuando se encuentra sometido al efecto antes mencionado.

En los laboratorios de ensayos resultan de práctica corriente realizar las determinaciones de impacto por los métodos Izod (1903) y Charpy (1909), que cubren una importante gama de las críticas exigencias de uso y control de los metales y que consisten en romper al material bajo un efecto dinámico, que se produce por el impacto sobre el mismo de una masa de peso y velocidad conocida. En ambos casos la rotura se produce por flexionamiento de la probeta, por lo que se denomina *flexión por choque*.

La flecha para la carga máxima y al límite elástico del material, valores imposibles de ser determinados en máquinas de ensayo convencionales, mediante el siguiente método de cálculo:

$$A_0 = E_a \left(1 - \frac{E_a}{4 E_0}\right)$$

$$y = \frac{1}{2} m v_0^2$$

$$U = U \times t \text{ y } U = v_0^2 \left(1 - \frac{E_a}{4 E_0}\right)$$

donde:

l_0 = energía absorbida.

v_0 = velocidad de impacto.

U = velocidad media entre $t = 0$ y $t = t$ = tiempo.

f = flecha en la sección entallada. — E_0 = energía cinética antes del impacto.

Las tareas de cálculo y la posterior elevación del informe son notablemente mejoradas gracias a la utilización de microprocesadores de datos, que reemplazan al osciloscopio en el registro de los parámetros de ensayo, los procesa y entrega los resultados en forma tabular y en diagramas $P-t$ y $A-t$.

Las operaciones descriptas pueden descomponerse en tres grandes grupos:

- 1) Arranque, 2) Medición, 3) Compilación y registro.
- 1) Incluye la incorporación de los datos necesarios para la realización del ensayo, tales como la selección del rango de utilización, masa del golpeador, temperatura de ensayo e identificación de la muestra.
- 2) Involucra la realización del ensayo, medición de la velocidad de impacto y de la carga aplicada durante el tiempo previsto por el operador y el almacenaje en las unidades de memoria.
- 3) Está constituido por el procesamiento de los valores medidos y su registro.

La figura 8.3 muestra los resultados de un ensayo Charpy, no normalizado con entalla en V, mediante el uso de microprocesador. En la misma puede observarse claramente que la energía absorbida se invierte, parte en deformar plásticamente al material e iniciar la rotura y el resto en propagarla. La abrupta caída de la carga indica el comienzo de la fractura.

Definimos como tiempo de iniciación al correspondiente a carga máxima y tiempo total al de máxima energía absorbida.

El empleo del equipo Dynatup permite, además, determinar: máxima energía disponible, tiempo de iniciación de la deformación plástica, carga al límite elástico o de fluencia, flechas al límite elástico, carga máxima y total y la capacidad de deformación elástica.

Temp. (°C)	Velocidad de impacto (m/s)	$P_{m\max}$ (kN)	Tiempo Inic. (m/s)	Tiempo Total (m/s)	A_0 Prop. (Joule)	Total
21,0	2,91	20,23	0,95	1,67	1,8	42,5

8.4.1 FLEXIÓN POR CHOQUE SOBRE BARRAS SIMPLEMENTE APOYADAS (MÉTODO CHARPY)

Con la finalidad de que el material esté actuando en las más severas condiciones, el método Charpy utiliza probetas entallas (estado triaxial de tensiones) y velocidades de deformación de 4,5 a 7 m/s, siendo el entorno recomendado por las normas el de 5 a 5,5 m/s.

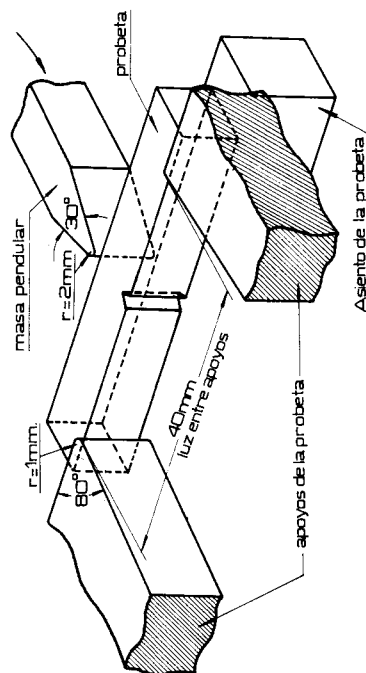


Figura 8.4. Flexión por choque, método Charpy

Las probetas se colocan, como muestra la figura 8.4., simplemente apoyadas sobre la mesa de la máquina y en forma tal que la entalla se encuentre del lado opuesto al que va a recibir el impacto. En la misma figura se puede observar la correcta posición del material como así también la forma y dimensiones de los apoyos y de la pena del martillo pendular, normalizados a los efectos comparativos.

La elección del tipo de probeta depende del material a ensayar, adoptándose para cada caso la que dé resultados más satisfactorios; en general se emplean las de entallas más profundas y de menor ancho para los metales más dúctiles.

Las normas aconsejan realizar el ensayo de choque por el método Charpy, con el empleo de probetas entalladas aprobadas por ISO (*International Standards Organization*) que tienen las dimensiones indicadas en la figura 8.5., pudiendo reducirse la profundidad de la entalla, para materiales de poca resistencia a la flexión por choque, a 3 mm para el tipo B y a 2 mm para el C, obteniéndose en este último caso la probeta denominada Mésnager, o bien variarse el ancho a 7,5; 5 ó 2,5 mm para el tipo A, cuando el espesor del producto sea inferior al necesario para el maquinado de la probeta estándar, en cuyo caso debe especificarse las dimensiones de la utilizada.

Las probetas indicadas en la figura 8.5. son usadas preferentemente para el ensayo de metales ferrosos. La norma DIN 50116 indica para el cinc y sus aleaciones, probetas sin entallas de secciones cuadradas y trapeciales. La sección cuadrada de 6 x 6 mm se emplea en aleaciones forjadas y la trapecial de 6,1 x 5,9 x 6,0 mm de altura para aleaciones de fundición inyectable; en todos los casos el largo de las probetas es de 75 mm. manteniéndose la luz entre apoyos en 40 mm.

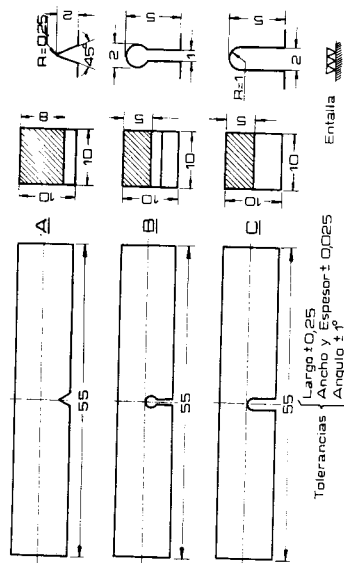


Figura 8.5. Probetas Charpy normalizadas

Material	Energía de Impacto		σ_{ET} MPa	$\delta\%_{2''}$ %
	J	kgfm		
Componentes en % en peso				
SAE 1040 (G 10400)* Estrado en frío	180	18,35	750	17
Fe - 0,40 C - 0,75 Mn				
Acero Inoxidable (S 30400) Recocido	34	3,46	515	40
Fe - 0,08 C - 2,0 Mn - 1,0 Si - 19,0 Cr - 9,0 Ni				
Acero p/herramientas (T 61202) Templado	26	2,65	1550	12
Fe - 0,7 C - 0,5 Mn - 1,0 Cr - 0,2 V				
Hierro dúctil (F 32800)	9	0,91	461	15
Fe - 3,0 C - 2,5 Si				
Aluminio 2048 (A 92048)	10,3	1,05	150	12
Al - 0,40 Mn - 3,3 Cu - 1,5 Mg				
Titanio (R 54520)	23	2,34	862	15
Ti - 5,0 Al - 2,5 Sn				
Bronce de aluminio (C 62300)	48	4,89	652	34
Cu - 10,0 Al - 3,0 Fe				

SAE: Clasificación de metales de la Society of Automotive Engineers.

* "Sistema de Numeración Unificada" UNS. (Unified Numbering System)

Tabla 8.1. Energía de Impacto y Resistencia Estática a la Tracción - Metals Handbook.

El impacto sobre las probetas de sección trapezoidal debe darse en la cara más angosta.

En la tabla 8.1 damos los valores de energías de impacto de algunos metales, obtenidos en ensayos Charpy a temperatura ambiente (10 a 35 °C), con el empleo de probetas con entalla V y como referencias comparativas los valores de sus propiedades mecánicas de Resistencia y Deformabilidad bajo cargas estáticas de tracción a igual temperatura.

Para el estado de tensión creado por la sollicitación dinámica de choque, figura 8.6 b, la velocidad de

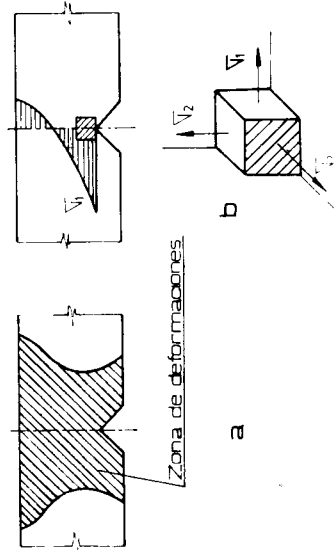


Figura 8.6. a) Zona de propagación de las deformaciones - b) Estado de tensión por flexión por choque.

transversal entallada o resiliencia, o directamente por la energía absorbida.

8.4.2 FRACTURAS

El análisis de las fracturas obtenidas en ensayos de impacto por el método Charpy dan una referencia sobre la posibilidad de los metales de absorber energía (tenacidad), según que resulten dúctiles (*fractura fibrosa mate*) o frágiles (*fractura granular brillante*), o una combinación de ambas.

Es así que las aleaciones de estructuras cristalinas cúbicas de caras centradas (ccc: cobre, aluminio, níquel, etc.), muestran por lo regular, fracturas dúctiles con empleo de probetas entalladas en V.

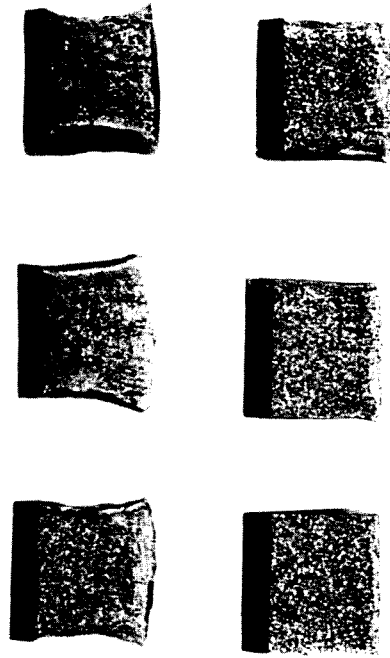
Las hexagonales compactas (hc: cinc, manganeso, titanio, etc.) presentan, en cambio fracturas granulares. Sin embargo en estos casos, generalmente, no se producen traumáticas transiciones de dúctil a frágil al disminuir la temperatura.

Los ejemplos más significativos de roturas frágiles corresponden a las aleaciones de cristales cúbicos centrados (cc: hierro, molibdeno, cromo, etc.) que en impacto, y a partir de un corto intervalo de temperaturas relativamente

bajas, pueden presentar la transición de fracturas por deslizamiento intercrystalino a transcrystalino (dúctiles a frágiles), con el consiguiente eventual peligro de roturas de los mecanismos o estructuras en las que se utilizan, en virtud de la gran diferencia en la capacidad de absorber energía.

Como referencia, que podemos considerar de relevancia, tengase en cuenta que el acero aleado de muy bajo porcentaje de carbono (0,10 a aproximadamente 0,20 %), de gran empleo en piezas de máquinas, en construcciones civiles y móviles en general, pueden pasar en cortos lapsos de bajas temperaturas, de energías de rotura que van desde aproximadamente 200 J a 0 °C hasta 10 J a -40 °C.

Temperatura, °C	25	65	150
Energía, J	34	134	152
Expansión lateral, mm	0,81	1,85	1,85
% área fibrosa	65	95	100



Temperatura, °C	-18	4	10
Energía, J	5,5	13,5	23
Expansión lateral, mm	0,15	0,35	0,53
% área fibrosa	15	20	40

Figura 8.7. Fracturas por flexión por impacto en ensayos Charpy sobre probetas con entalla en V a temperatura ambiente - ASM.

En la figura 8.7, se observa que la fractura frágil se produce debido al aumento de la resistencia del material al deslizamiento, en combinación con la reducción de la velocidad de propagación de las dislocaciones con la temperatura, se presenta granular con una disposición irregular de pequeñas caras brillantes, correspondiendo cada una de ellas a la superficie de un metal clivado (*clivaje*: división del cristal en dos partes a la superficie de un metal por fragilidad por efecto similar a una penetración en cuña).

La superficie de fractura frágil abarca prácticamente a toda la sección, que pone de manifiesto la carencia casi absoluta de deformación plástica.

Se observa que la probeta completamente dúctil experimenta una gran distorsión en su plano de fractura.

En los estados intermedios la rotura frágil o brillante se encuentra en el centro de la sección.

El mecanismo de las roturas de los metales con estructuras cúbica centrada se produce por no presentar planos especialmente compactos, por lo que carecen de sistemas de deslizamiento bien definidos, que hace que la mecánica de las dislocaciones, que generan las deformaciones, resulte más lenta a bajas temperaturas y consecuentemente con muy pequeña capacidad para absorber energía en comparación con otras estructuras.

Si bien el valor de la resiliencia o energía consumida para producir la fractura es el principal objetivo de los ensayos de impacto, como información complementaria se analiza la superficie de rotura para determinar el porcentaje de las partes dúctiles y frágiles (ASTM E23), como también el grado de la contracción transversal en el fondo de la entalla, que como veremos dan otras dos posibilidades para determinar un valor que defina, según normas, la denominada *temperatura de transición*.

8.4.3 TEMPERATURA DE TRANSICIÓN

Aunque el conocimiento del valor de la energía de fractura a temperatura ambiente o a una preestablecida baja temperatura, permite fijar la característica de mayor o menor tenacidad de los metales sometidos a efectos dinámicos de impacto, con el agravante que presentan las entallas, en ingeniería es de mayor preocupación analizar bajo que valores de temperaturas el metal puede pasar por la transición de dúctil a frágil.

Es así que se impone la realización de experiencias (se utiliza el método Charpy con entalla en V) a partir de un intervalo de temperaturas en la cual la rotura resulta dúctil, con disminución de 10 en 10 °C según normas, hasta alcanzar aquella en que se estime se llegó a la fractura de naturaleza frágil.

El método más utilizado para determinar la temperatura de transición relaciona

las energías absorbidas por el metal para su fractura, con las temperaturas en que se producen, figura 8.8.

Del análisis de la curva se deduce que la energía absorbida por el material puede disminuir en forma notable al bajar las temperaturas, sin embargo en la mayoría de los metales no se produce un tránsito

brusco para un valor bien definido, por lo que ante la necesidad de fijar un punto que identifique al proceso de fragilización, la norma ASTM da procedimientos para determinar la temperatura de transición a los efectos comparativos. Así del gráfico $A_0 - T$: *transición de la energía* resulta:

- 1) *Temperatura a la cual la energía absorbida es de 15 libra - pie (21 Joule) : T_{da}*

Este valor no se fijó arbitrariamente, sino que corresponde a la energía hasta la cual las chapas de acero naval soldadas con soldadura continua, utilizadas en cascos de buques, no experimentan fracturas frágiles debido a las entallas producidas por defectos de unión o metalúrgicos bajo las temperaturas más bajas posibles a las que pueden estar afectadas en servicio.

- 2) *Temperatura a la cual la energía es el promedio de la que produce la fractura completamente dúctil y la necesaria para la fractura totalmente frágil: $T_{db} = \frac{A_s + A_l}{2}$*

Es de hacer notar que los valores así obtenidos no deben tomarse como definitivos, en consideración a que un mismo lote puede exhibir una notable dispersión. La variable más importante corresponde a la presencia de significativas grietas microscópicas.

Por otra parte debe tenerse en cuenta que algunas aleaciones del cobre y del aluminio presentan un aumento de la resiliencia con temperaturas decrecientes y que en ciertas aleaciones de níquel, sólo a muy bajas temperaturas acusan un descenso de su tenacidad.

Las bajas temperaturas aumentan el valor de las tensiones al límite elástico de casi todos los metales, incremento que resulta mayor en aceros de bajo carbono, que aumenta su predisposición cristalográfica a la fragilización.

Además, si se tiene en cuenta que existe una correlación entre el porcentaje de fractura dúctil y la energía gastada para producirla, se puede utilizar un segundo procedimiento para fijar la temperatura de transición en base al aspecto de la fractura. En este caso se consideran en abscisas el porcentaje de rotura dúctil para cada temperatura, tomándose como la de transición la que corresponde al 50 %. (gráfico Reducción de área % - Temperatura: *Transición de la fractura*)

Temperatura en que se obtienen iguales porcentajes de superficies de fracturas dúctil y frágil.

Un tercer procedimiento considera la curva de transición en función de la contracción lateral en el fondo de la entalla. La temperatura a adoptar es la que corresponde al 1 % de la contracción. (gráfico Contracción lateral % - Temperatura: *transición de la ductilidad*).

Los valores de las temperaturas de transición varían con los métodos y

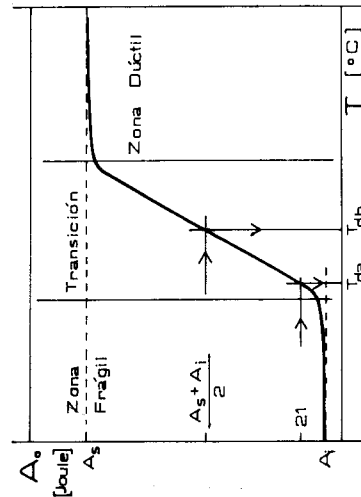


Figura 8.8. Función Energía - Temperatura - Ensayos Charpy con entalla en V

parámetros de ensayo e inclusive con las entallas de las probetas.

Los metales que se utilizan a bajas temperaturas deben seleccionarse de manera tal que aquella de trabajo esté lo suficientemente arriba de la zona de transición, los aceros de bajo carbono pueden fracturarse de forma instantánea a partir de los -18°C .

Los aceros aleados con níquel permiten reducir la temperatura de transición, tal el caso del acero inoxidable que se utilizan en recipientes que contengan gas licuado por debajo de los -100°C . Para tuberías que soportan temperaturas criogénicas se emplean aceros de alta resistencia que contengan molibdeno, silicio y cromo.

8.4.4 FLEXIÓN POR CHOQUE DE BARRAS EMPOTRADAS (MÉTODO IZOD)

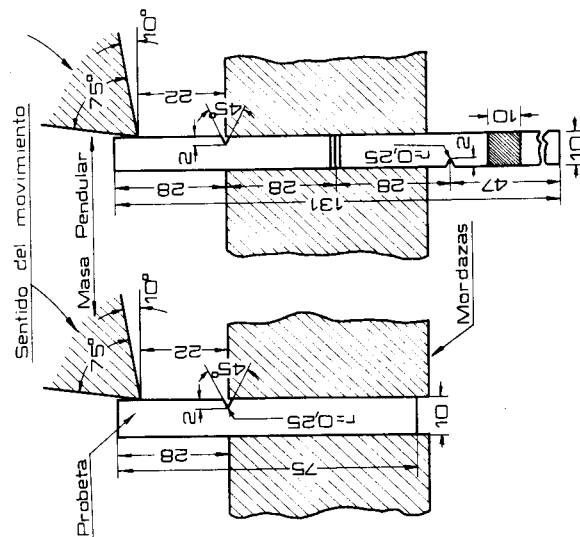


Figura 8.9. Flexión por choque, método izod.

En el método Izod la probeta se coloca en voladizo y en posición vertical, siendo asegurada por la mesa de apoyo de modo tal que la entalla quede en el plano de las mordazas; en estas condiciones el extremo del martillo golpea al material a 22 mm de las mismas, como lo indica la figura 8.9a, pudiendo realizarse más de un ensayo sobre la misma probeta, cuando se emplean las del tipo b de la figura, la que también puede construirse de sección circular, que presenta la ventaja de que permite determinar la energía de rotura sobre caras o generatrices opuestas y a diferentes profundidades de la muestra.

La probeta estándar Izod es la indicada en la figura 8.9a, pudiéndose emplear la redonda de la figura 8.10, que da resultados similares y, por lo tanto, comparables con los obtenidos con la normal, presentando la ventaja sobre ésta de su mayor facilidad de maquinado.

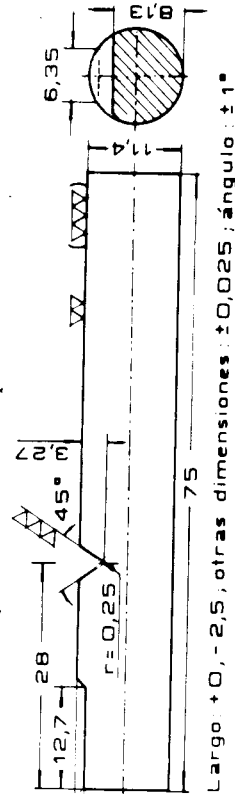


Figura 8.10. Probeta Izod de sección cilíndrica.

En estas pruebas, los valores de ensayos se dan directamente por la energía de impacto en kgfm o Joule, no siendo recomendable su uso para temperaturas distintas de la ambiente.

8.4.5 TRACCIÓN POR CHOQUE

El ensayo de tracción por impacto de efectúa sobre probetas redondas que pueden o no tener extremos roscados, presentando secciones mínimas en su parte media con longitudes que varían desde 1 mm a 90 mm; en la figura 8.11, se indica la probeta recomendada por la casa Tinius Olsen para utilizar con el péndulo de su fabricación.

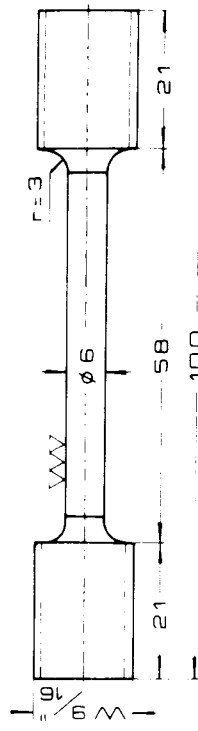


Figura 8.11. Probeta de tracción por choque.

Estas probetas se utilizan en la misma máquina que para flexión por choque, en la que debe cambiarse el dispositivo pendular como se indica en la "Descripción de la máquina de ensayo".

Los ensayos de tracción por choque han adquirido importancia debido a que la rapidez de la aplicación de la carga hace que el material se encuentre sometido a esfuerzos que producen mejores condiciones de tracción pura que en los estáticos y permiten, inclusive, poder utilizar los valores obtenidos en el cálculo de piezas.

Los resultados de la experiencia se expresan en kilogramofuerza-metros por centímetro cúbico, pues no sólo debe considerarse la sección transversal de fractura, sino que además la longitud de la parte de menor diámetro dentro de la cual tendrá lugar, debido a que antes de la rotura, las probetas de mayor longitud se deformarán más, haciendo que el esfuerzo actúe sobre las mismas en una distancia mayor, por lo que también se incrementará el trabajo absorbido por el material.

8.4.6 FLEXIÓN POR CHOQUE - MÉTODO NDT

Concebido para la determinación de la temperatura de transición de la ductilidad (NDT, Nil-Ductility Transition) en aceros estructurales, utiliza probetas prismáticas simplemente apoyadas en martinets de ensayo con energía máxima de 340 a 1630 Joule (el alcance es función del límite de elasticidad del material) con limitación de la deformación para valores de flechas igual a 7,6 - 1,9 ó 1,5 mm. D_A de la figura 8.12.

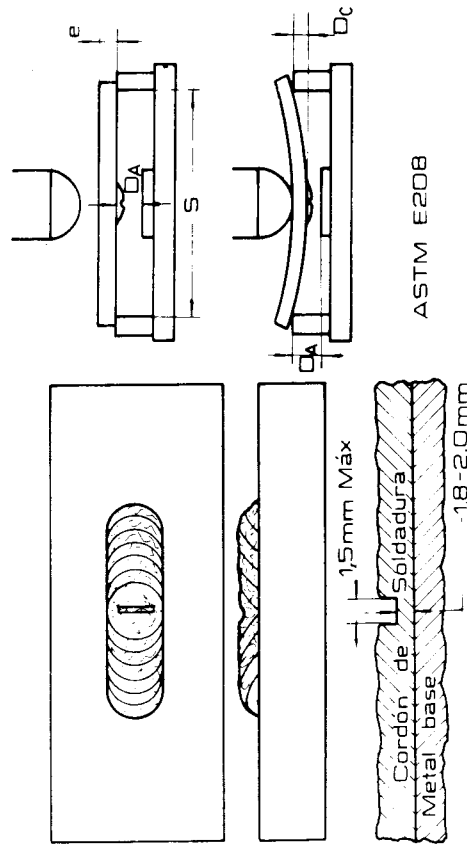


Figura 8.12. Probeta y representación esquemática del método NDT (ASTM E 208).

El efecto de forma es generado por un cordón de soldadura frágil en la cara opuesta a la de impacto, con entalla transversal aproximadamente cuadrada de 1,5 mm de lado. El cordón deberá tener un espesor tal que garantice un residual medido desde el fondo de la entalla hasta el material a ensayar de 1,8 a 2 mm.

El ensayo debe realizarse sobre una serie de probetas a temperaturas decrecientes hasta encontrar aquella para la cual las fisuras se propagan hasta uno o ambos extremos.

Se considerará como temperatura de transición de ductilidad del material a la máxima temperatura que cumple la condición anterior. Para temperaturas inferiores, generalmente se produce la fractura total de la probeta.

8.5. CONDICIONES DE ENSAYO PARA FLEXIÓN POR CHOQUE

Al indicar las condiciones de ensayo, nos referiremos únicamente a los métodos de flexión por choque, que son los más generalizados, certificando cada condición con ejemplos prácticos

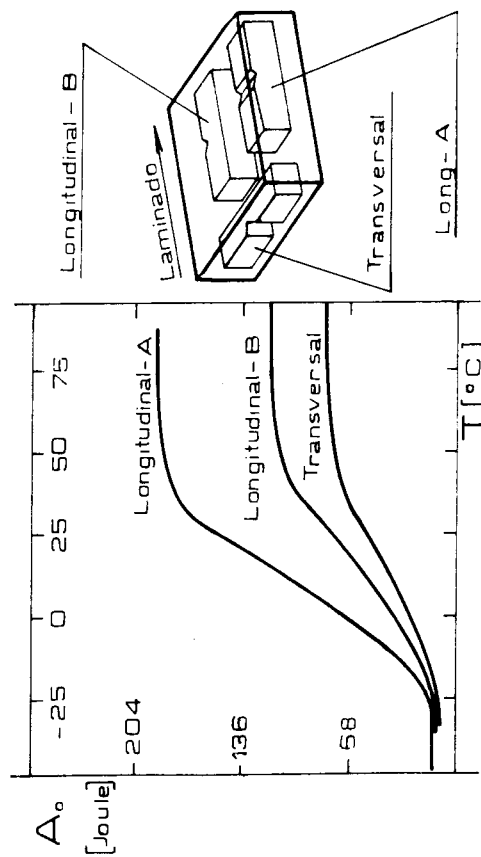


Figura 8.13. Influencia de la dirección del laminado sobre la energía de rotura para un acero de 0,12 % de C, bruto de laminación.

1) Las probetas presentarán sus dimensiones dentro de las tolerancias indicadas en las normas respectivas, debido a que el tamaño de las mismas influye en los valores de ensayo; así por ejemplo, un mismo material dúctil ensayado con probeta Charpy grande ($30 \times 30 \times 160$ mm) da una resiliencia de 35 a 40 kgfm/cm² como máximo, valores que disminuyen de 15 a 20 kgfm/cm² para las indicadas en la figura 8.5 B y C.

Los materiales a ensayar deben terminarse sin marcas de herramienta, sin llegar necesariamente a su pulido, especificando la forma de extracción con respecto a la dirección de laminado, por producirse modificaciones significativas en el comportamiento de los metales bajo efectos de impacto con la orientación relativa de la probeta con el laminado (fig. 8.13, ASM).

2) Las entallas tienen gran influencia en los resultados del ensayo, especialmente por el radio de la curva de enlace, por lo que las mismas deben

realizarse con gran exactitud mediante el empleo de mechas, fresas o amoladoras, presentando sus caras sin rayaduras ni marcas y perfectamente paralelas según el tipo de probeta.

La variación en la resiliencia o en el trabajo de rotura al variar la entalla se manifiesta en los siguientes ejemplos prácticos:

- a) Variación de la resistencia al choque al modificar el ángulo de la entalla en ensayos realizados por el método Charpy con entalla Izod sobre probetas de acero dúctil (Thomas):

Ángulo de la entalla	Resiliencia kgfm/cm ² (J/cm ²)
15°	6,76 (66,3)
30°	6,37 (62,5)
45°	7,14 (70,0)
60°	11,53 (113,1)
75°	18,26 (179,1)

- b) Variación de la energía de fractura al variar el radio de la curva de enlace en el método Charpy sobre probetas de acero al cromo-níquel (Dix):

Para 2 mm de profundidad de entalla con ángulo de 45°
sin curva de enlace : 2,99 kgfm = 29,3 J
Para 2 mm de profundidad de entalla con ángulo de 45°
y radio de la curva de enlace de 0,25 mm : 3,46 kgfm = 33,9 J
Para 2 mm de profundidad de entalla con ángulo de 45°
y radio de la curva de enlace de 1 mm : 5,57 kgfm = 54,6 J

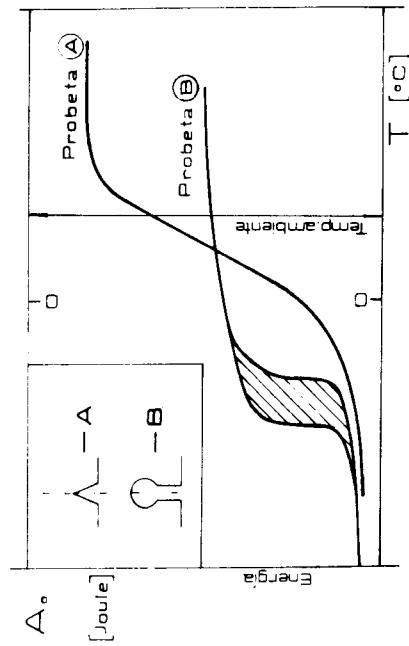


Figura 8.14. Influencia del tipo de entalla sobre la función de energía de rotura de un acero al carbono.

- c) Variación en la energía absorbida y en la temperatura de transición de un mismo metal, según el tipo de probeta utilizada, entre las normalizadas del método Charpy (fig. 8.14).

Definida la temperatura de transición en términos de la energía absorbida, el cambio de entalla provoca una variación de importancia no sólo en la forma de la transición sino también en el valor de temperatura en la que se produce.

Es de resaltar la gran dispersión obtenida para la probeta tipo B en el entorno de la transición dúctil-frágil, área rayada de la figura 8.14.

- 3) La temperatura del ensayo deberá ser de $20^{\circ} \pm 1^{\circ} \text{C}$, o bien la especificada para el material; si se emplea el método Charpy las probetas pueden ser llevadas a la temperatura deseada y ensayadas inmediatamente, no así para el método Izod en donde también deberá calentarse o enfriarse el soporte donde van empotradas. En ambos métodos la muestra debe alcanzar el equilibrio térmico en toda su masa, condición que se cumple manteniendo la probeta a la temperatura deseada más de 5 min., si el medio refrigerante es líquido, o más de 60 min., si es gaseoso. Para ensayos a altas temperaturas el tiempo mínimo de permanencia será de 10 a 60 min., según que resulten inferiores o no a los 260°C respectivamente.

- 4) La velocidad de impacto modifica los valores de la energía de rotura al igual que lo visto en los diagramas de tracción, en donde decíamos: que el aumento de la velocidad en la aplicación de la carga producía un aumento en el valor del límite de fluencia, pero disminuía ligeramente la ductilidad del material; de la misma manera, en los ensayos de choque el aumento de la velocidad de impacto produce un aumento en su fragilidad o en otras palabras una disminución en la energía de rotura, como indican los ejemplos siguientes tomados sobre probetas de acero dúctil.

Velocidad de impacto m/s	Trabajo de fractura kgfm (J)
2,7	4,03 (39,5)
4,9	3,83 (37,6)
6,1	2,77 (27,2)
8,8	2,00 (19,6)

En algunos materiales no se cumple rigurosamente lo expuesto y la diferencia en los trabajos de fractura se acentúa, en general, para velocidades superiores de 5 m/s.

Por lo expuesto, la velocidad de impacto no deberá variar, a los efectos comparativos, de los valores normalizados que para el método de Charpy es de 4,5 a 7 m/s para la máquina chica de 30 kgfm de capacidad máxima, y de 3 a 4,5 m/s para el Izod.

- 5) Se verificará la correcta posición del péndulo y de la probeta teniendo presente que, cuando aquél se encuentra suspendido, el extremo redondeado del martillo Charpy o el borde del Izod deberán tocar levemente el material a ensayar.
- 6) La probeta se colocará de modo que el centro de la entalla coincida con el plano que recorre el eje del martillo o bien la coincidencia se producirá con el eje longitudinal de la probeta, en el método Izod.

- 7) La arista del martillo Charpy deberá entrar en contacto simultáneo con todo el ancho de la cara de la probeta opuesta a la entalla.

Para satisfacer estas tres últimas condiciones las máquinas presentan calibres de control.

- 8) Los péndulos estándar utilizados tendrán alcances máximos de 300 ± 10 Joule para el ensayo Charpy y de $162,3 \pm 3,4$ Joule para el Izod, con un error permitido de hasta $\pm 0,5$ %.

- 9) El valor de energía absorbida resultará siempre del promedio de tres determinaciones como mínimo y, en el caso de ensayos a temperaturas distintas de la ambiente, se deberá calentar o enfriar a las probetas simultáneamente.

- 10) Los valores de la velocidad, energía de impacto, temperatura de ensayo y tipo de probeta utilizada, deberán consignarse al comienzo del informe sobre la experiencia realizada.

8.6. FLEXIÓN POR CHOQUE DE ACEROS AL CARBONO

Material: Aceros SAE 1006 a 1070.

Método: Charpy con entalla en V.

8.6.1 EFECTO DEL CARBONO Y AGREGADOS

En correspondencia con lo visto al analizar las propiedades de los aceros para el estado de tracción simple, un aumento en el porcentaje de carbono o lo que es lo mismo un incremento de la estructura perlítica, provoca una disminución de la tenacidad del material, que se manifiesta en los ensayos de flexión por choque como una disminución de la energía de rotura a temperatura ambiente (de aproximadamente 300 a 15 Joule) y un aumento en la de transición de aproximadamente -70 a $+100^\circ\text{C}$, para una variación del porcentaje de carbono de 0,01 a 0,67 %, figura 8.15. Considerando como temperatura de transición "a la temperatura para la cual la energía absorbida es de 21 Joule (15 lb-pie)", T_{da} , de la figura 8.8.

Otro efecto observado es la variación del salto de temperatura que provoca la transición dúctil-frágil: así para aceros de 0,01 % a 0,11 % de C se pasa de

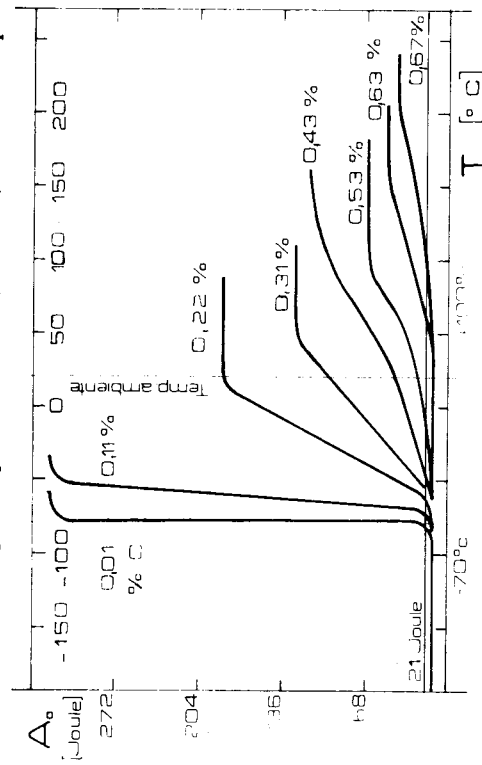


Figura 8.15. Influencia del carbono sobre la función $A_0 - T$ (Metals Handbook - ASM).

una a otra fractura para pequeñas diferencias, las que aumentan considerablemente para los de 0,22 % a 0,31 %. A partir de 0,43 % de C los diagramas $A_0 - T$ tienden a la horizontal, indicando que las temperaturas se deben elevar considerablemente para cambiar las características de plasticidad del material, aún para pequeñas variaciones en el valor de la energía.

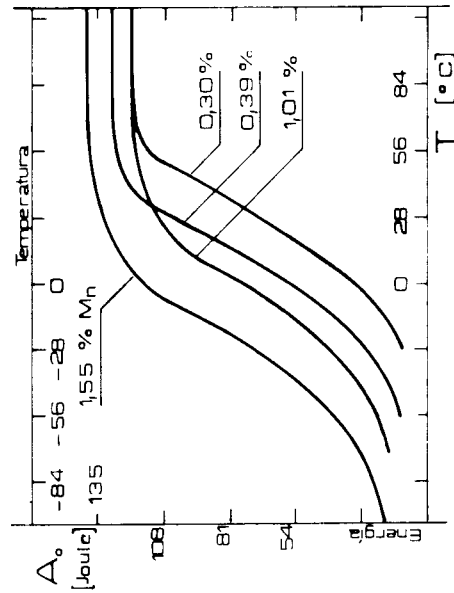


Figura 8.16. Efecto del % de Mn en la temperatura de transición de un acero SAE 1030.

Es de hacer notar que, si bien una transición suave puede ser beneficiosa, la mayor ductilidad está definida por altos valores de la energía absorbida y bajas temperaturas de transición (aceros de 0,01 % a 0,31 % de carbono).

Por otra parte, como ya hicimos referencia, elementos de aleación como el manganeso, molibdeno, níquel, silicio, etc., mejoran la capacidad de los aceros para absorber cargas dinámicas por aumento de la energía y/o por disminución de la temperatura de transición.

En general, aceros con manganeso en porcentajes menores del 2 %, experimentan una disminución de su temperatura de transición de aproximadamente 6°C por cada 0,10 % de manganeso agregado, figura 8.16.

Otros elementos como el fósforo y el azufre, imposibles de ser totalmente eliminados en el proceso de obtención de los aceros, producen por el contrario un efecto fragilizante, por ejemplo un aumento de 0,01 % de fósforo origina una elevación de 7°C en la transición dúctil-frágil.

8.6.2 EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO

Aún cuando las modificaciones en la microestructura de un acero, como resultado de distintos tratamientos térmicos, pueden otorgar a los productos terminados propiedades mecánicas similares, originan importantes variaciones de su comportamiento bajo efectos dinámicos de choque, figura 8.17.

Teniendo en cuenta la gran dependencia de la energía absorbida y de la temperatura de transición con la microestructura, el ensayo de choque es el medio ideal para la verificación y control de calidad de los tratamientos térmicos realizados.

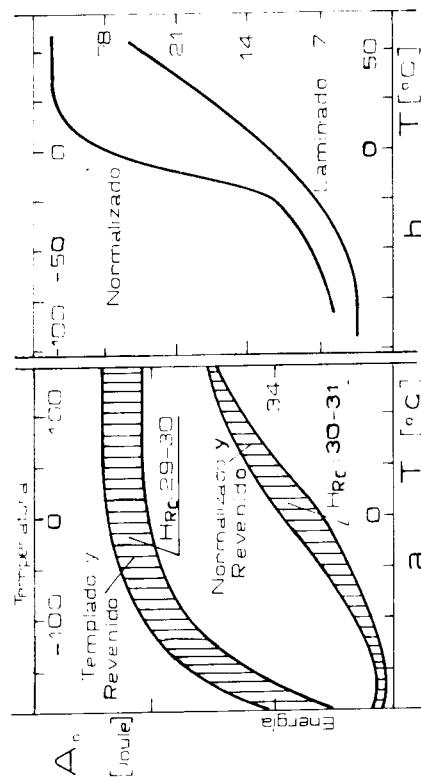


Figura 8.17. Variación $A_0 - T$ con el tratamiento térmico a) SAE 4340 - b) SAE1040.

8.6.3 RELACION $A_0 - \sigma_{0.2} - T$

La figura 8.18 obtenida sobre trabajos de W. S. Pellini - 1971, para ensayos

de flexión por choque en aceros de igual aleación pero distinta composición (SAE 10xx), muestra la variación de la energía de rotura con la temperatura y el límite de elasticidad de material.

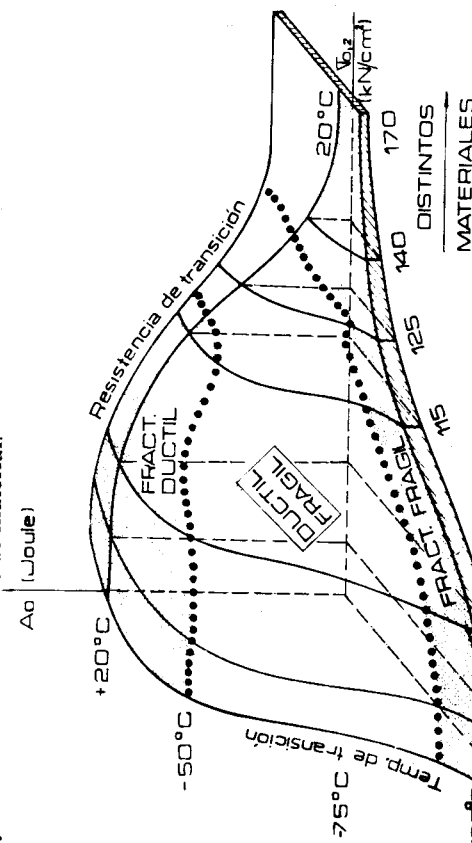


Figura 8.18. Diagrama $A_0 - \sigma_{0.2} - T$, de aceros al carbono.

Como ya hemos visto (fig. 8.15), a una temperatura dada la energía absorbida decrece con el aumento de la resistencia de los aceros hipoeutectoides, disminución que también se manifiesta para cada tipo de acero al bajar la temperatura.

Es decir que, en un gráfico tridimensional como el de la figura 8.18, podremos definir un rango de temperaturas de transición a composición química constante y otro de resistencia de transición a temperatura constante. Quedará así definida una superficie de rotura dúctil-frágil, mixta o de transición de manera que el gráfico nos de una visión generalizada del comportamiento de los aceros al carbono bajo sollicitaciones dinámicas.

8.7. FLEXION POR CHOQUE DE METALES NO FERROSOS

Los metales y aleaciones no ferrosas pueden o no coincidir con las características de transición dúctil-frágil correspondientes a los aceros y sus aleaciones.

El cinc, que de acuerdo a normas se ensaya en flexión por choque entre -20 y +40°C, presenta a bajas temperaturas muy pequeña resiliencia, la que se eleva considerablemente para valores ligeramente superiores a la del ambiente. Sin embargo, aumentando la temperatura, tiene tendencia a disminuir su capacidad de absorber energía; esta característica es de importancia si se tiene en cuenta que la disminución de la ductilidad puede corresponder a temperaturas de uso del material.

El comportamiento del cobre, aluminio y sus aleaciones bajo efectos dinámicos de impacto, resulta distinto al de los aceros y el cinc, pues la

disminución de la temperatura acrecienta ligeramente la ductilidad.

En el níquel y sus aleaciones el aumento de la resiliencia es de importancia, al disminuir la temperatura y sólo para valores muy bajos de ésta se produce una ligera disminución de la energía de rotura.

El aumento de la tenacidad con la disminución de la temperatura, tiene lugar en los metales que presentan estructura cristalina correspondiente al sistema cúbico de caras centradas.

8.7.1 FLEXIÓN POR CHOQUE DE COBRE Y ALEACIÓN ASTM 260

Materiales: Cobre electrolítico y aleación ASTM 260 (Cu = 70 %; Zn = 30 %)

Método: Izod.

El cobre y los llamados latones monofásicos, como el ensayado (figura 8.19) son ejemplos típicos de metales de estructura cúbica de caras centradas. Se verifica el aumento de la energía al disminuir la temperatura y la carencia del período de transición dúctil-frágil en el rango de las temperaturas de ensayos.

Además, la aleación obtenida con Zn presenta un aumento de la tenacidad por incremento de la energía a igual temperatura, con respecto al cobre electrolítico.

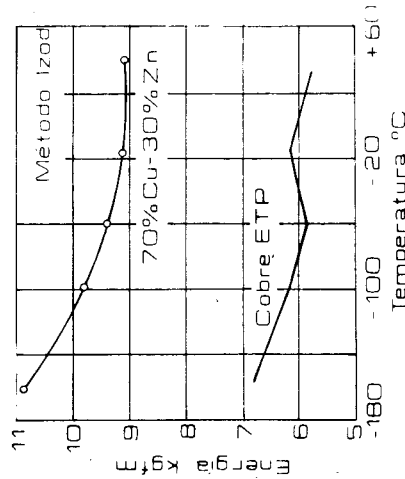


Figura 8.19. Variación $A_0 - T$ en cobre y aleación ASTM 260.

8.8. MÁQUINAS DE ENSAYOS

Para los ensayos de choque pueden utilizarse distintos tipos de máquinas, las que se agrupan en pendulares, de cabeza giratoria y martinets o de impacto vertical. Entre las primeras, o sea en aquellas en que el impacto se produce con una masa o martillo que puede oscilar como un péndulo, podemos mencionar a las de Charpy, Izod y Oxford.

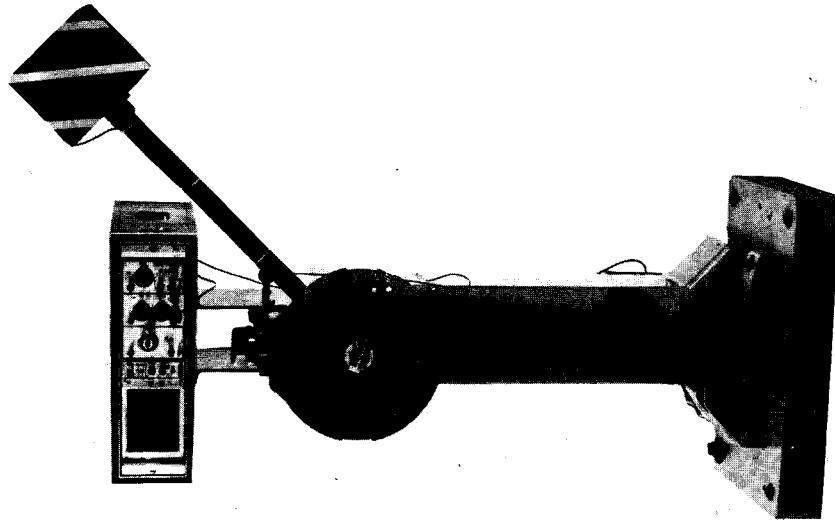
La máquina de Guillery pertenece a las de cabeza giratoria y está compuesta esencialmente por una rueda, que posee el dispositivo de impacto, el que pega sobre la probeta apoyada sobre una mesa perteneciente al cuerpo de la máquina; la energía de choque se mide sobre un dispositivo hidráulico.

Las máquinas de Fremont y Turner resultan martinets que producen la fractura por medio de una masa que rompe a la probeta por flexión o

compresión. La primera está constituida por un martillo de 10 a 15 kgf que posee en su parte más baja un "golpeador" en forma de V de acero duro, el que choca con la cara opuesta a la de la entalladura de la probeta al caer desde una altura de 4 m.

Al descender el martillo rompe a la probeta y en su carrera posterior golpea sobre resortes de acero templado, que registran por su acortamiento, la energía del péndulo en ese instante, como la inicial es conocida, la diferencia nos indica la absorbida por el material. Las probetas utilizadas son de 8×10 mm de sección con entalladuras de 1 mm de ancho por 1 mm de profundidad y se apoyan sobre dos soportes colocados a una distancia de 21 mm.

8.8.1 PÉNDULO SATEC



El péndulo Baldwin de la casa SATEC Systems (USA), de la figura 8.20, permite realizar ensayos de flexión por choque según los métodos Charpy e Izod y tracción por choque, con dos posiciones del martillo para alcances de 325,4 Joule (33,81 kgfm) o bien 135,6 Joule (13,825 kgfm), respectivamente.

La apreciación de la lectura de la energía absorbida por la probeta resulta de 2 Joule/div. y de 1 kgfm/div, según el sistema de medida.

El martillo se sujeta en la posición de ensayo, según la energía requerida, mediante una palanca que al destrabarse lo deja en libertad de impacto. La misma palanca permite accionar un sistema de freno a cinta para detener al golpeador una vez alcanzada la rotura.

La energía de ensayo será la necesaria para producir la fractura del

Figura 8.20. Péndulo SATEC (Lab. Otto Krause) con registro Dynatup.

material en un solo golpe y quedará indicada, en el cuadrante del péndulo, por una aguja arrastrada por otra fija solidaria al eje del golpeador.

Calibres de control aseguran la correcta posición de las probetas para los ensayos Charpy e Izod, para dar cumplimiento a lo exigido por las normas: que el plano de la punta del martillo coincida con el de la sección transversal afectada por la entalla.

Accesorios especiales, entre los que mencionaremos al electrónico Dynatup construido por Effects Technology Inc, USA, pueden ser adaptados a los péndulos y martinets para ampliar las posibilidades de registro.

Así el Dynatup con osciloscopio permite determinar el límite proporcional, la carga de fractura, la ductilidad del material que se ensaya y las energías de iniciación y propagación de la fractura y energía total; las máquinas a cuadrantes sólo permiten registrar este último valor.

Para el empleo del equipo Dynatup, se debe disponer de un golpeador especial que presente calibres eléctricos de resistencia óhmica variable (strain gages), que durante el ensayo activan a un puente cuyas variaciones son registradas o almacenadas en un osciloscopio de doble haz.

El osciloscopio es accionado por un sensor luminoso instantes antes del impacto, pudiendo realizarse el análisis analógico Carga-Tiempo y Energía-Tiempo, retenido en el osciloscopio y registrado fotográficamente.

Por último, el proceso de registro de datos de ensayo puede mejorarse con el empleo de un microprocesador, también Dynatup, que permite la automatización completa del ensayo para su uso en el proceso de producción o en el estudio de los mecanismos que dan origen a las roturas por fragilidad.

8.1. MECÁNICA DE LA FRACTURA

Los ensayos de tenacidad realizados según el método Charpy, proporcionan datos cualitativos sobre la fragilidad de los metales en condiciones relativamente sencillas, con parámetros previstos de entallas, temperaturas y velocidad de aplicación de las cargas. Resultan de gran importancia para determinar la temperatura de transición de dúctil a frágil, comprobar la calidad de algunos tratamientos térmicos o simplemente verificar las fracturas de materiales a partir de valores previstos según sus usos.

Estos ensayos tuvieron marcado auge durante la segunda guerra mundial por las inexplicables fracturas, en zonas muy frías, por pérdida de la tenacidad en chapas de aceros o tuberías con soldadura continua, en las que el comienzo de una fractura frágil se transmitía casi inmediatamente al resto del conjunto estructural.

Más recientes resultan las roturas catastróficas del proyectil Polaris y de aviones Comet, lo que hizo suponer que los ensayos de impacto no proporcionan datos del comportamiento de los materiales a utilizar en el diseño de secciones que contengan grietas o imperfecciones, por lo que se creó la *Mecánica de la fractura*, que contempla la falla frágil en un campo de tensiones elásticas de los metales con defectos preexistentes. El análisis de estas roturas, debido a su gran complejidad, sólo fue posible, en principio, relacionando teorías de fracturas con la de la elasticidad. Es así que entre otras G.R. Irwin determina la fuerza efectiva para resistir el movimiento de una grieta como consecuencia del trabajo realizado para desplazarla a una mínima distancia, a partir de pruebas experimentales.

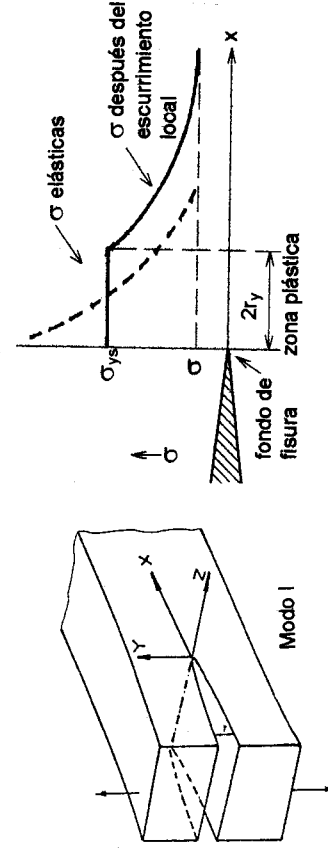


Figura I.1. Modo I básico de fractura.

La fractura se inicia en una sección donde tiene lugar la concentración de tensiones. En primer lugar, consideramos el efecto sobre una ranura aguda

(figura I.1, Modo básico 1), capaz de producir una falla frágil bajo una carga uniaxial (esfuerzo plano en el que la componente de tensión σ_x , paralela al borde de la grieta es cero).

La intensidad del esfuerzo en el extremo de la grieta depende del valor de las tensiones aplicadas y de su extensión, designándose al "factor de intensidad del esfuerzo" con la letra K .

A medida que se incrementa el esfuerzo aplicado se llega a un valor crítico K_{Ic} , a partir del cual la grieta se extiende con rapidez, por lo que se le denomina "tenacidad de la fractura", que depende del modo del deslizamiento de las superficies de la grieta. Así en el modo I, las superficies se desplazan normalmente a ellas mismas con el esfuerzo de tracción, según el eje y , en los modos básicos designados como 2 de resbalamiento y 3 de desgarramiento, el desplazamiento se produce según los ejes x y z respectivamente o sea en los casos en que las grietas se expanden en dirección normal o paralela a sus bordes.

Aplicando conceptos de la elasticidad, a partir de la teoría de Irwin, la tenacidad de la fractura para el modo básico I representativo de la de tracción resulta:

$$K_{Ic1} = \sigma_y \sqrt{a \times \pi}$$

en la que σ_y corresponde al esfuerzo de fractura y a la longitud de la grieta de borde.

En los modos básicos 2 y 3 la tenacidad a la fractura resulta:

$$K_{Ic2} = \tau_{xz} \times \sqrt{a \times \pi} \quad \text{y} \quad K_{Ic3} = \tau_{xy} \times \sqrt{a \times \pi}$$

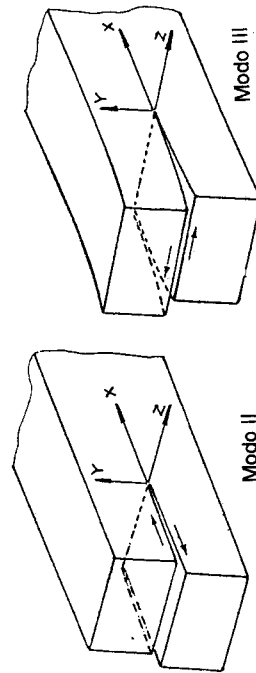


Figura I.2. Modos básicos 2 y 3 de fracturas.

Los valores de la tenacidad de la fractura tiene como unidad en el Sistema Internacional $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Para calcular los valores de K_{Ic} en ensayos de laboratorio se tiene en cuenta las diferentes condiciones de fractura, que pueden consultarse en las normas respectivas (ASTM E399 - 90 y E616 - 89).

IX.1. INTRODUCCIÓN

En el estudio de los materiales en servicio, como componentes de órganos de máquinas o estructuras, debe tenerse en cuenta que las solicitaciones predominantes a que generalmente están sometidos no resultan estáticas ni cuasiestáticas, muy por el contrario en la mayoría de los casos se encuentran afectados a cambios de tensiones, ya sean de tracción, compresión, flexión o torsión, que se repiten sistemáticamente y que producen la rotura del material para valores de las mismas considerablemente menores que las calculadas en ensayos estáticos. Este tipo de rotura que necesariamente se produce en el tiempo, se denomina de *fatiga* aunque es común identificarla como *roturas por tensiones repetidas*, tensiones que pueden actuar individualmente o combinadas.

El comportamiento a la fatiga de los materiales metálicos depende fundamentalmente de dos factores:

{ De la *secuencia o espectro de carga*.

{ Del *régimen de rotura* (elástico, elástico-plástico o plástico).

Por lo que la correlación de los resultados obtenidos en el laboratorio con las fallas en servicio dependerá de la medida en que las condiciones de ensayo ponderen aquellos factores.

Espectro de carga: por ser el fenómeno de fatiga un proceso progresivo en el tiempo, en el que la rotura se genera como consecuencia de sucesivos cambios en las propiedades mecánicas del metal debido a la fluctuación de la sollicitación, la fractura surge como resultado de la acumulación no reversible de estos cambios generados por la amplitud en cada ciclo de tensión, fenómeno que recibe el nombre de *daño acumulado*.

La "vida" a la fatiga dependerá, por lo tanto, de la frecuencia, forma y amplitud del ciclo de carga en el tiempo, definido por lo que se denomina *espectro de carga*.

Régimen de rotura: de acuerdo al valor de la tensión aplicada al material la falla por fatiga puede o no, ser precedida por deformaciones plásticas significativas, es decir que la rotura podrá producirse indistintamente en un régimen o estado macroscópico elástico o plástico, o sea con deformaciones plásticas microscópicas en una matriz de deformaciones elásticas o con plásticas generalizadas. Quedan de esta manera definidos dos campos o dominios aso-

ciados a distintos regímenes de fractura y una transición entre ambos, que expresada en términos de capacidad de supervivencia mediante el número de fluctuaciones de la sollicitación, se produce, en la mayoría de los metales, dentro del rango de 5×10^3 a 5×10^4 ciclos.

Es así que para analizar el comportamiento de los metales bajo ciclos de fatiga pueden considerarse dos áreas de estudio. La primera tiende a estimar las propiedades bajo sollicitaciones fluctuantes o dinámicas repetidas a partir de ciclos de carga o deformaciones de amplitud constante; mientras que la segunda pretende valorar la influencia del espectro de carga en la vida útil del material a través de las teorías de daño acumulado.

Por lo tanto la existencia de dos estados con distintos mecanismos de rotura, exigen el análisis por separado de las fallas que ocurren en el régimen elástico de las que se producen en régimen plástico, por lo que los estudios básicos de fatiga están subdivididos por el rango de tensiones utilizadas en los dominios llamados de *fatiga de bajo número de ciclos* y de *fatiga de alto número de ciclos*.

FATIGA DE BAJO NÚMERO DE CICLOS

La aplicación de bajos números de ciclos produce deformaciones plásticas significativas en cada ciclo de carga (régimen plástico) y está asociada a altos niveles de tensión, con pequeña capacidad de supervivencia; la rotura acontece generalmente para menos de 50.000 ciclos, con una progresiva variación de sus propiedades mecánicas (ablandamiento o endurecimiento).

FATIGA DE ALTO NÚMERO DE CICLOS

Con alto número de ciclos tienen lugar fracturas en el régimen elástico con microdeformaciones plásticas acumuladas a nivel del grano cristalino que conducen al inicio y propagación de las grietas, generando roturas frágiles. La falla está asociada a bajos niveles de tensión inferiores al límite de elasticidad del metal y para valores mayores a 50.000 ciclos.

IX.2. CLASIFICACION DE LOS ENSAYOS DE FATIGA

En general los ensayos de fatiga se clasifican por el espectro de Carga-Tiempo, pudiendo presentarse como:

Ensayos de fatiga de amplitud constante.

Ensayos de fatiga de amplitud variable.

ENSAYOS DE FATIGA DE AMPLITUD CONSTANTE

Los ensayos de amplitud constante evalúan el comportamiento a la fatiga mediante ciclos predeterminados de carga o deformación, generalmente senoidales o triangulares, de amplitud y frecuencia constante. Son de aplicación en

ensayos de bajo como de alto número de ciclos, ponderan la capacidad de *supervivencia o vida a la fatiga* por el número de ciclos hasta la rotura (inicio y propagación de la falla) y la *resistencia a la fatiga* por la amplitud de la tensión para un número de ciclos de rotura predeterminado. Es usual denominar como resistencia a la fatiga a la máxima tensión bajo la cual el material no rompe o a aquella que corresponde a un número preestablecido de ciclos según los metales o aleaciones.

A este respecto la norma ASTM E 206 define como *límite de fatiga* a la tensión que corresponde a un número muy elevado de ciclos.

Las variaciones standard de tensiones para fatiga de alto y bajo número de ciclos se indican en los gráficos a y b de la figura IX.1, los que quedan definidos por el valor medio X_m , el alternativo X_a de la variable controlada de ensayo y la frecuencia de trabajo.

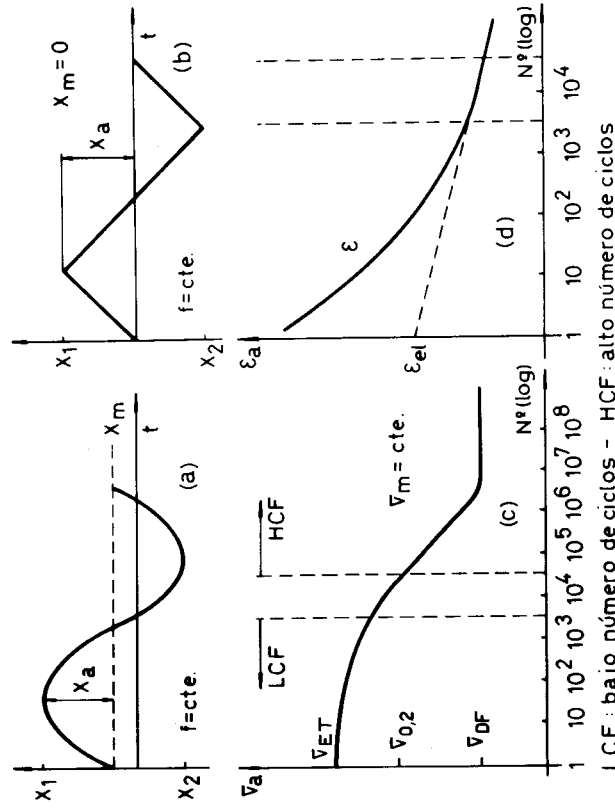


Figura IX.1. Ensayos de fatiga de amplitud constante. a y b) Espectros Carga-Tiempo standard. c) Curva S-N para metales ferrosos. d) Correlación ϵ_a -N en fatiga de bajo número de ciclos.

Los resultados de ensayo, volcados en forma gráfica en escalas logarítmicas o semilogarítmicas, permiten obtener la correlación existente entre la amplitud del esfuerzo o tensión alterna (σ_a) y la vida a la fatiga o número de ciclos de rotura (N), llamada según ASTM correlación S-N (stress against the number of cycles to failure), figura IX. 1c.

Las curvas S-N encontradas para la mayoría de los metales demuestran que en bajo número de ciclos existe muy poca dependencia de la resistencia a la fatiga con el número de ciclos, por lo que toma valores muy próximos al de la resistencia estática, mientras que la deformación de rotura decrece con su aumento, figura IX.1c y d.

Por lo expuesto es que los ensayos de bajo número de ciclos se realizan con control de deformaciones y los resultados se presentan por la correlación ϵ_a-N .

Para alto número de ciclos la correlación resulta doblemente lineal, con rectas bien diferenciadas que corresponden a las tensiones y ciclos de rotura y a la zona que definen las tensiones y números de ciclos de teóricamente no rotura, línea que resulta por lo tanto prácticamente horizontal. Estos ensayos se realizan con control de carga y el análisis de los resultados se hace a través de la curva S-N, llamada también curva de Wöhler.

ENSAYOS DE FATIGA DE AMPLITUD VARIABLE

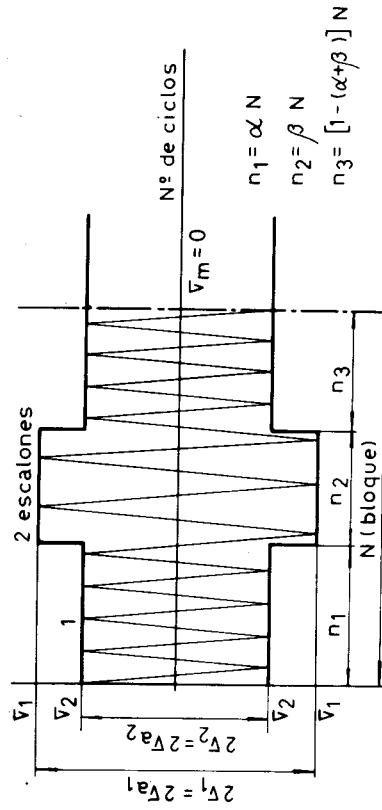
En fatiga, cuando la amplitud del ciclo es variable, se evalúa el efecto del daño acumulado debido a la variación de la amplitud del esfuerzo en el tiempo. Son ensayos de alto número de ciclos con control de carga, que según el espectro de carga elegido serán más o menos representativos de las condiciones de servicio, pueden subdividirse en:

- I) *Ensayos de bloques.*
- II) *Ensayos de secuencia aleatoria.*

I) **Ensayos de bloque:** resultan de la utilización de bloques o conjuntos de tensiones de amplitud variable que se repiten en el tiempo. Los bloques pueden ser el resultado de ciclos senoidales de distintas amplitudes e igual frecuencia, de la superposición de ciclos de distinta frecuencia o función o bien de mediciones reales de funcionamiento por métodos de auscultación por acelerómetros o strain gages hasta encontrar la secuencia de carga más probable. Generalmente se pueden subdividir en:

- a) *Ciclos de envolventes.*
- b) *Ciclos de secuencia cuasialeatoria.*

a) **Ciclos de envolventes:** fundamentalmente usados para evaluar el daño acumulado, resultan de la superposición de ciclos senoidales de alta frecuencia, normalmente con tensión media nula. Los parámetros a considerar resultan el número de ciclos totales, los ciclos parciales de cada escalón, el número de escalones (entre dos y ocho) y las amplitudes de cada uno de ellos. En la figura IX. 2a se indican las características de un block de ensayo y en la figura b la secuencia de una experiencia realizada en el laboratorio de C. Schenck.



N y n = número de ciclos por bloque y por escalón
 σ_1 y σ_2 = niveles o escalones de tensión
 σ_a = amplitud - $\bar{\sigma}_m$ = tensión media

(a)

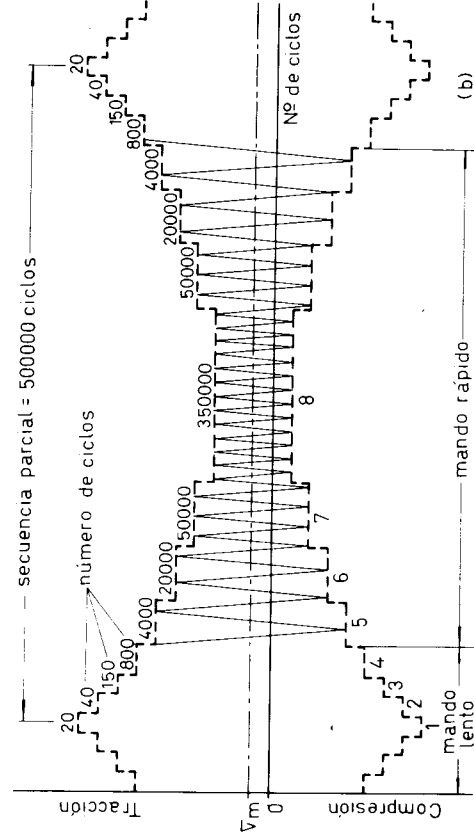


Figura IX.2. a) Diagrama de bloque de dos escalones. b) Diagrama de bloque de ocho escalones. Carl Schenck.

La figura IX. 2b indica el curso de un ensayo realizado bajo condiciones similares a la de trabajo del material. La amplitud y duración de las etapas están determinadas por evaluación estadística. Actualmente los bloques de ensayo se fijan mediante unidades de programación automática por cintas perforadas.

- b) **Secuencia cuasialeatoria:** son empleados en la evaluación del daño acumulado bajo la secuencia de servicio más probable en bloques de 5 s a 1 min de duración, o bien en la estimación de la vida útil de elementos estructurales en su configuración definitiva. Por otra parte es de resaltar que la determinación del número de ciclos para la falla requiere técnicas de conteo no tradicionales, figura IX.3.

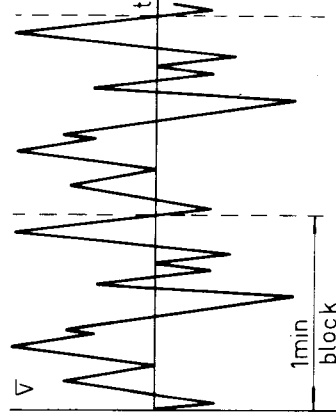


Fig. IX.3. Secuencia cuasialeatoria.

II) **Ensayos de secuencia aleatoria:** también llamados ensayos de *simulación de servicio* o *de escala natural*, determinan el comportamiento a la fatiga del elemento, componente estructural o prototipo en su forma y dimensiones definitivas, bajo las condiciones reales de servicio. La selección del espectro carga-tiempo de ensayo requiere el conocimiento de la función de distribución de la carga, a partir de mediciones sobre estructuras similares en funcionamiento y su estimación estadística, figura IX.4.

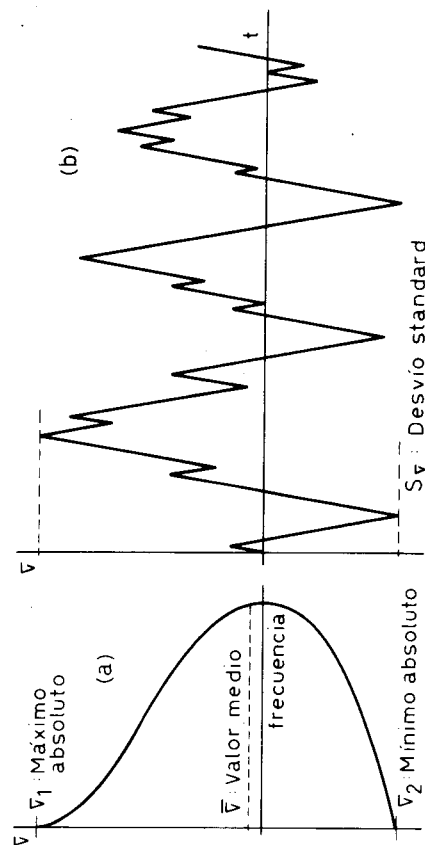


Figura IX.4. Ciclos de secuencia aleatoria. a) Espectro de carga. b) Espectro carga-tiempo de ensayo.

FATIGA DE ALTO NUMERO DE CICLOS

9.1. ESPECTRO DE CARGAS EN ENSAYOS DE AMPLITUD CONSTANTE

Los espectros carga-tiempo de los ensayos de amplitud constante surgen de asemejar el ciclo de carga a funciones continuas simples, normalmente senoidales y excepcionalmente triangulares o cuadradas. En general cualquiera que resulte el ciclo del esfuerzo aplicado podrá considerarse como resultado de uno constante o estático, igual al valor medio de la carga (σ_m), y de otro variable de amplitud constante (σ_a) senoidal puro, figura 9.1.

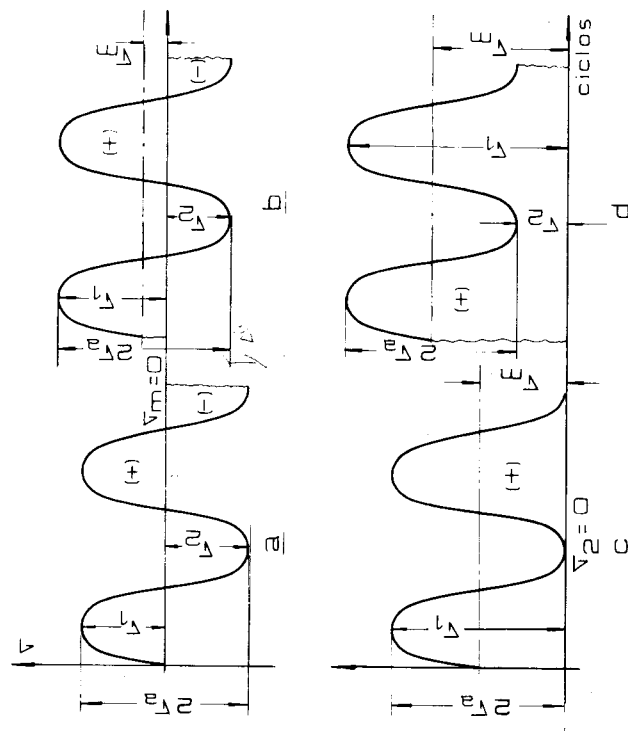


Figura 9.1. Ciclos de tensiones.

Los parámetros que definen o identifican al ciclo, resultan:

$$\text{Tensión media} \dots\dots\dots \sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2}$$

$$\text{Amplitud de tensión o alternancia} \dots\dots\dots \sigma_a = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2}$$

$$\text{Relación de amplitud o de tensiones} \dots\dots\dots R = \frac{\sigma_2}{\sigma_1}$$

En la figura 9.1 se han representado los casos de mayor interés en el estudio a la fatiga de los materiales metálicos y con el objeto de distinguirlos se los designa por el valor de la tensión media y la alternancia (DIN 50100).

$$\sigma_m \pm \sigma_a$$

dándoseles la siguiente denominación:

a) y b) **Alternados:** Se generan cuando las tensiones cambian de signo alternativamente. El caso más común y simple, es aquel en que la tensión máxima positiva (σ_1) es igual a la mínima (σ_2), obteniéndose un ciclo denominado *alternado simétrico*, figura a.

$$\sigma_a = \sigma_1 = -\sigma_2 \quad R = -1$$

Cuando las tensiones se presentan de distinto signo y valor, figura b, el ciclo será *alternado asimétrico*.

$$\sigma_m < \sigma_a \quad 0 < R < -1$$

c) **Intermitentes:** Los esfuerzos tienen siempre el mismo sentido y su ciclo va desde cero a un valor determinado, que puede ser positivo o negativo, para ciclos positivos se tiene; figura c:

$$\sigma_m = \sigma_a \quad R = 0$$

d) **Pulsatorios:** Tienen lugar cuando la tensión varía de un máximo a un mínimo, distinto de cero, dentro del mismo signo; figura d:

$$\sigma_m > \sigma_a \quad R > 0$$

A los efectos de diferenciar los ciclos adoptaremos como positivas a las tensiones de tracción y negativas a las de compresión, fijándose para torsión un sentido arbitrario ya sea positivo o negativo.

Cualquiera que resulte el ciclo adoptado la frecuencia deberá permanecer constante y sin entrar a analizar la influencia de las propiedades mecánicas, podemos subdividir los ensayos en función de su valor en:

Baja frecuencia	$f < 5 \text{ Hz}$
Media frecuencia	$5 \leq f < 30 \text{ Hz}$
Alta frecuencia	$30 \leq f \leq 150 \text{ Hz}$
Muy alta frecuencia	$f > 150 \text{ Hz}$

siendo los más utilizados los rangos de media y alta frecuencia, con el fin de disminuir los tiempos de ensayo.

9.2. ORIGEN DE LA ROTURA POR FATIGA EN LOS METALES

En los ensayos estáticos (un mismo esfuerzo aplicado lenta y progresivamente) a temperatura ambiente, la fractura de los metales se produce bajo tensiones que sobrepasan sus límites elásticos, con menor o mayor diferencia según resultan frágiles o dúctiles.

Sin embargo el caso instintivo de la rotura de un alambre por sucesivas doblados y enderezados, nos pone de manifiesto que bajo esfuerzos alternados o cíclicos se llega a la fractura para valores muy inferiores al de su resistencia estática.

En general las roturas de los metales y sus aleaciones tienen lugar bajo tensiones repetidas, a veces, muy inferiores a las que corresponden a sus límites de elasticidad, a los cuales las deformaciones solo producen distorsiones pasajeras de la estructura, que por momentáneas no deberían afectarla.

Aunque no se ha encontrado una respuesta total al fenómeno de rotura por fatiga, que podríamos llamar 'prematura', cuando se somete a un metal a tensiones cíclicas o vibratorias, y son varias las teorías que tienden a ello (W. Wood, E. Orowan, A. Cottrell, G. Sinclair, D. Hull, etc.), se puede aceptar que la fractura por fatiga se debe a deformaciones plásticas de la estructura, en forma análoga (iguales planos y direcciones cristalográficas), que en los casos vistos para deformaciones monodireccionales producidas por cargas estáticas, a diferencia que bajo tensiones repetidas en algunos cristales se generan deformaciones residuales.

Estas bandas de deslizamiento, que aparecen aún bajo pequeñas cargas, se acrecientan con los ciclos, de manera que al llegar a la saturación de los granos afectados, la distorsión de la red provocará el inicio de la fisura.

Con más precisión podemos decir que las deformaciones de fatiga se engendran preferentemente en granos próximos a la superficie del metal, separados tan solo por algunos espacios atómicos, produciendo los efectos conocidos como *extrusión e intrusión*. (E. Forsyth - A. Stubbington - 1956).

La extrusión se debe posiblemente a deformaciones plásticas cruzadas, que provocan una elevación o "saliente" de la superficie del material y la intrusión resulta cuando aquellas forman depresiones o "ranuras" de 10 a 25 μm de profundidad.

Otra de las teorías expuestas presupone que la extrusión e intrusión pueden generarse por el movimiento circular de las dislocaciones, que por la acción del deslizamiento transversal se desplazan en espiral hacia la superficie del material.

La profundidad de las intrusiones en las franjas de deslizamientos, resulta tal que su desarrollo posterior se ve favorecido por la concentración de tensiones.

Debemos aclarar que son muchas las grietas que aparecen durante el desarrollo de los ciclos, aunque la mayoría no afectan a la estructura debido al endurecimiento por deformación en sus contornos, desarrollándose únicamente en aquellas más agudas y profundas.

Este comportamiento estructural, que es exclusivo en fatiga, permite suponer que la grieta comienza a partir de una intrusión y que tiende a propagarse en los mismos planos cristalográficos donde tiene lugar o en otros que le son muy próximos.

La fisura que se propaga a lo largo de los planos de deslizamiento, puede concluir según direcciones normales a las tensiones máximas. Generalmente la propagación de la grieta resulta transgranular.

Sin embargo y aun teniendo en cuenta que las teorías de fractura expuestas son las más aceptables, cabe aclarar que observaciones microscópicas han detectado bandas de deslizamiento plásticas producidas por tensiones inferiores a la del límite de fatiga de los metales, o sea bajo tensiones que no ocasionan fractura y por lo tanto incapaces de generar grietas de fatiga.

Al aparecer los planos de deslizamiento y producirse coincidentemente con éstos la intrusión, la rotura posterior resulta de un proceso de cizalladura, lo que justifica que en tracción-compresión la resistencia a la fatiga resulta, mayor que en torsión.

Recuérdese a tal efecto que los planos de máximo deslizamiento bajo cargas normales, soportan tensiones tangenciales cuyo valor es igual a la mitad que el de la tensión aplicada, en cambio en torsión son de igual magnitud que las de tracción-compresión.

En general y por el efecto de la intrusión la tracción acelera la propagación de la grieta, en cambio la compresión la retarda.

El inicio de la rotura por fatiga puede producirse, además que por los hechos explicados, por deficiencias en el material debidas a defectos estructurales (inclusiones, sopladuras, etc.) por discontinuidades de las superficies que provocan el efecto de forma (orificios, roscas, chaveteros, cambios de sección, maquinados incorrectos, etc.) y por el tratamiento o estado de las superficies (el endurecimiento mejora la resistencia en cambio la corrosión la disminuye considerablemente).

Es de hacer notar que las causas que producen fatiga cuando las tensiones cíclicas toman ciertos valores, no llegan a ocasionar trastornos importantes bajo

cargas estáticas, en donde por el breve tiempo de ensayo predominan en todo momento las zonas elásticas, a tal punto de hacer suponer que todo el cuerpo presenta comportamiento elástico, aun bajo tensiones iguales a las cíclicas máximas.

Las roturas por fatiga de alto número de ciclos se producen en forma repentina y sin deformación observable a escala macroscópica, por lo que resulta en sí una fractura frágil aunque haya sido generada por bandas de deslizamiento. Se alcanza cuando se sobrepasa el límite de deslizamiento al cual la zona que soporta el esfuerzo, no afectada por la propagación de la fisura, resulta insuficiente para mantener la cohesión de la estructura.

En la mayoría de los casos el inicio de las grietas tiene lugar en la superficie del material, ya sea por el efecto de la intrusión, por las entallas que producen picos de tensión, por defectos de elaboración o simplemente por el hecho que en los casos de flexión rotativa las máximas tensiones aplicadas tienen lugar sobre aquella.

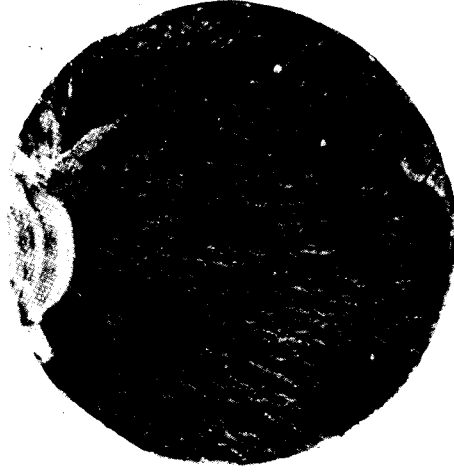


Figura 9.2. Rotura por flexión rotativa. Acero SAE 4340 tratado.

Además hemos dicho que una grieta puede comenzar en cualquier parte de una sección transversal por defectos o concentradores de tensiones de origen metalúrgico, que pueden producir fisuras submicroscópicas que se asemejan a entallas sumamente agudas, que bajo el esfuerzo cíclico aplicado se transforman en el tiempo en grietas de fatiga. Esta fisura se extiende muy lentamente hacia la periferia del material, disminuyendo parcialmente su velocidad de propagación en los límites de grano, dando lugar a marcas que resultan anulares con el punto de inicio de la grieta, no siempre claramente observables.

Como conclusión de lo expuesto se deduce que con el incremento de los ciclos se profundizan las ranuras de las superficies y las fisuras e intrusiones pueden alcanzar las características de una grieta, que se ve favorecida si coinciden en un plano sus bandas de deslizamiento con las de los cristales

vecinos, por lo que la fractura puede asociarse a lo que se denomina fractura mecánica, que permite relacionarla al proceso ya visto para los modos básicos I, 2 y 3 (8.1, página 310).

En general se estima que la velocidad de crecimiento de una grieta por fatiga es proporcional a aproximadamente la cuarta potencia del factor de intensidad de esfuerzo $\propto K^4$. (Deed - Hill)

Las roturas por fatiga presentan generalmente dos zonas bien definidas, figura 9.2, la de fractura propiamente dicha producida por las grietas que se expanden a lo largo de las bandas de deslizamiento, de grano liso o sedoso y de color mate u oscuro, y la zona de culminación de la cohesión o de rotura residual, de grano cristalino aparentemente granular, que presenta las características de una rotura frágil.

Los tamaños y formas de las zonas lisas y rugosas dependerán del metal o aleación, de su forma, grado de sensibilidad a las entallas, tipo de tensiones cíclicas aplicadas, etc.

En los metales frágiles y aún manteniendo iguales probetas y condiciones de ensayo, en la fractura predomina netamente la zona rugosa, a tal punto de hacer casi imperceptible la de propagación de la fisura. En éstos casos cuando la grieta toma valores microscópicos el pico de tensión de la entalla produce inmediatamente, al no disponer el material de la aptitud de "compensación plástica", la rotura residual.

9.3. CURVAS DE WÖHLER (CORRELACION S-N)

Se deben a August Wöhler las primeras experiencias sistemáticas sobre los fenómenos de fatiga (1852-1870) realizados en hierros forjados y aceros, y sus ensayos con algunas modificaciones son los que aún se emplean en los laboratorios.

Si bien Wöhler realizó ensayos en rieles de ferrocarril, empleó preferentemente probetas de sección circular con un extremo ensanchado, por el cual se la sujetaba en las mordazas de la máquina de ensayo que le imprimía un movimiento de rotación, un determinado peso colocado en el otro extremo del material (carga en voladizo) hacia que se generara un esfuerzo de flexión que se invertía cada 180° por el giro de la probeta. Se obtenían así esfuerzos alternados de tracción-compresión con una variación cíclica senoidal simétrica ($\sigma_m = 0$).

Esta probeta solicitada en voladizo, presenta varios inconvenientes que influyen en forma considerable en los resultados, siendo uno de ellos el del esfuerzo de corte que tiene lugar en el material, y otro, de mucha importancia, el de la superficie de continuidad entre el cuerpo de la probeta propiamente dicho y el vástago ensanchado que se coloca en las mordazas, pues es en esta zona donde tienen lugar las máximas tensiones. Comprobaciones prácticas

han demostrado que la resistencia de fatiga aumenta con el radio de la superficie de unión (Moore, Timoshenko, etc.).

Estos inconvenientes se han eliminado adoptando probetas con radios de curvatura adecuados y configuraciones de ensayo que permitan aplicar solicitaciones axiales (tracción-compresión) o flexión pura en toda la zona calibrada del material.

Los resultados de Wöhler fueron representados gráficamente en un diagrama de tensión máxima (σ_1) - número de ciclos correspondiente a la fractura (N), como puede verse en la figura 9.3, llamada curva de Wöhler o diagrama S-N, representación de ensayos que se mantiene en la actualidad.

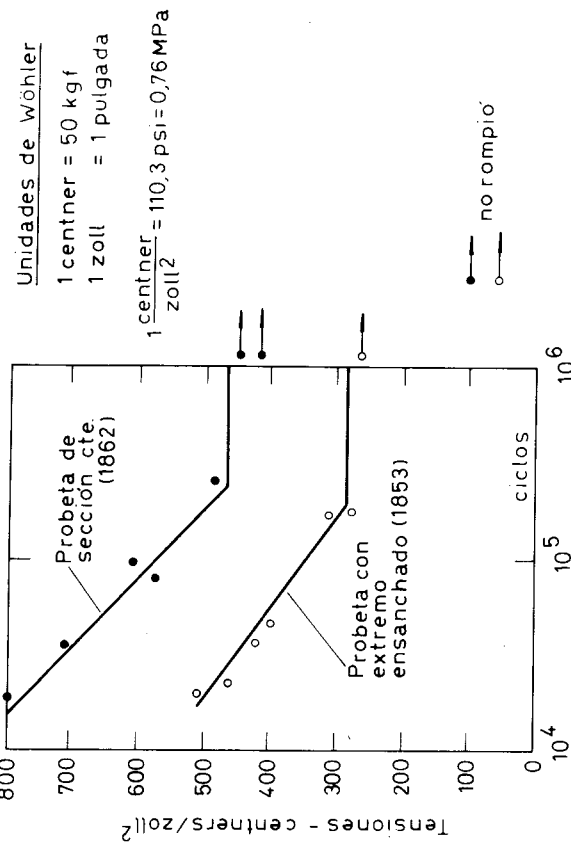


Figura 9.3. Curvas de Wöhler para aceros.

El trazado de la curva de fatiga para cada metal o aleación exige el empleo de por lo menos 10 a 15 probetas exactamente iguales, debiendo ser ensayadas en idénticas condiciones para evitar la influencia de los muy variados efectos que pueden modificar los resultados.

Teniendo en cuenta que la resistencia a la fatiga depende del valor de la amplitud de la tensión y de la tensión máxima de tracción del ciclo, es que los diagramas en sus ordenadas pueden referirse a las variables dadas por la amplitud (σ_a) o la tensión máxima (σ_1), con relación a los valores constantes que surgen de los ciclos aplicados, ya sea la tensión media (σ_m) en toda la serie de ensayo, la mínima (σ_2) o la relación de amplitud (R).

- σ_a — variable — σ_m = constante
 σ_1 — variable — R = constante
 σ_1 — variable — σ_2 = constante

éste último criterio es el adoptado por las normas DIN.

Dado que el número de ciclos de rotura puede variar para los distintos materiales entre 5×10^4 y 10^8 o más ciclos, los diagramas S-N generalmente presentan escala aritmética para la representación de las tensiones y logarítmica para los ciclos, o bien escalas logarítmicas para ambas variables lográndose, en este caso, un buen ajuste a los resultados de ensayo con dos correlaciones lineales de distinta pendiente, una de ellas será horizontal para los aceros y aleaciones de titanio, figura 9.3.1a. Pese a lo expuesto en muchos materiales se logra un mejor ajuste de la curva con funciones hiperbólicas u otras curvas de orden superior.

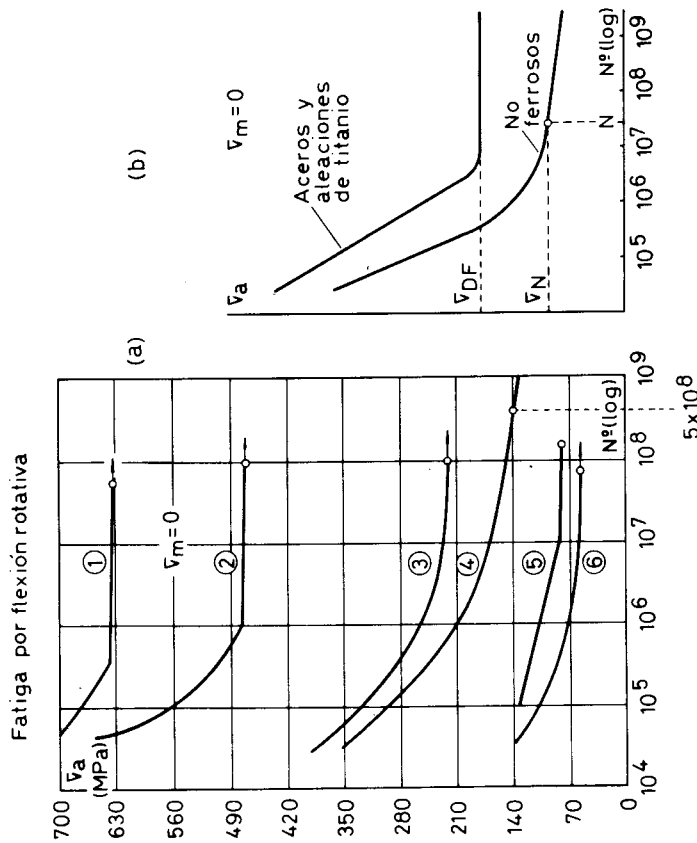


Figura 9.3.1 a) Curvas de Wöhler para distintos materiales por flexión rotativa. b) Límite de fatiga y Resistencia a la fatiga para N ciclos como Límite de duración.

- 1: Acero de 1,2 % de carbono, templado en aceite y revenido.
- 2: Acero al cromo-níquel, templado en aceite y revenido.
- 3: Acero SAE 1020 laminado en caliente.
- 4: Aleación de aluminio.
- 5: Cobre revenido y recocido.
- 6: Fundición gris.

El análisis de las curvas de Wöhler para distintos metales o aleaciones demuestra la existencia de dos comportamientos marcadamente distintos: los aceros y las aleaciones de titanio presentan asíntota horizontal, es decir, valores del esfuerzo para los cuales no se llega a rotura ni aún para varios millones de ciclos.

Este valor de tensión que cumple con la condición de vida infinita a la fatiga recibe el nombre de *límite de fatiga* o *límite de duración* y prácticamente se lo define para estas aleaciones como el máximo valor para el cual la vida del material a la fatiga es igual o superior a los 10^7 ciclos.

Los metales no ferrosos y la mayoría de los fundidos no exhiben aquél límite, es decir que la curva de Wöhler no presenta asíntota horizontal sino que disminuye continuamente para elevados números de ciclos ($> 10^8$), figura 9.3.1b. En estos materiales el límite de duración se fija para repeticiones de los esfuerzos no menores de 10^8 , llamándose en este caso *resistencia a la fatiga para N ciclos* (σ_N).

En general el número de ciclos que se adopta para definir el límite de duración depende del material, es así que la norma DIN 50100 fija los siguientes valores:

Acero con tratamiento y Aleaciones de Titanio	10×10^6
Aceros templados	3×10^6
Cobre y sus aleaciones	50×10^6
Metales ligeros	100×10^6

Se observa que es regla indicar los valores de los ciclos que definen la resistencia a la fatiga como múltiplos de 10^6 .

Si bien los valores que anteceden son los usualmente utilizados, la probabilidad de que una probeta de acero rompa a niveles de tensión del orden del límite de duración, a más de 5×10^6 ciclos es igual o menor que el 3 %, por lo que el número de ciclos que define la condición de no rotura puede adoptarse a criterio del autor en 7×10^6 ciclos, con lo que se reduce significativamente los tiempos de ensayo.

9.4. DETERMINACION EXPERIMENTAL DE LA CURVA DE WÖHLER

En ensayos de fatiga, realizados en idénticas condiciones sobre series de 10 a 15 probetas cada una para obtener la curva de Wöhler, se ha comprobado que aún en iguales materiales se produce una importante dispersión en los valores de los ciclos de rotura y significativas diferencias en las amplitudes de las tensiones que determinan los límites de duración para cada serie, obteniéndose por lo tanto una familia de curvas con distintas probabilidades de falla, figura 9.4 a y b, que hace que rigurosamente no pueda definirse un único diagrama S-N.

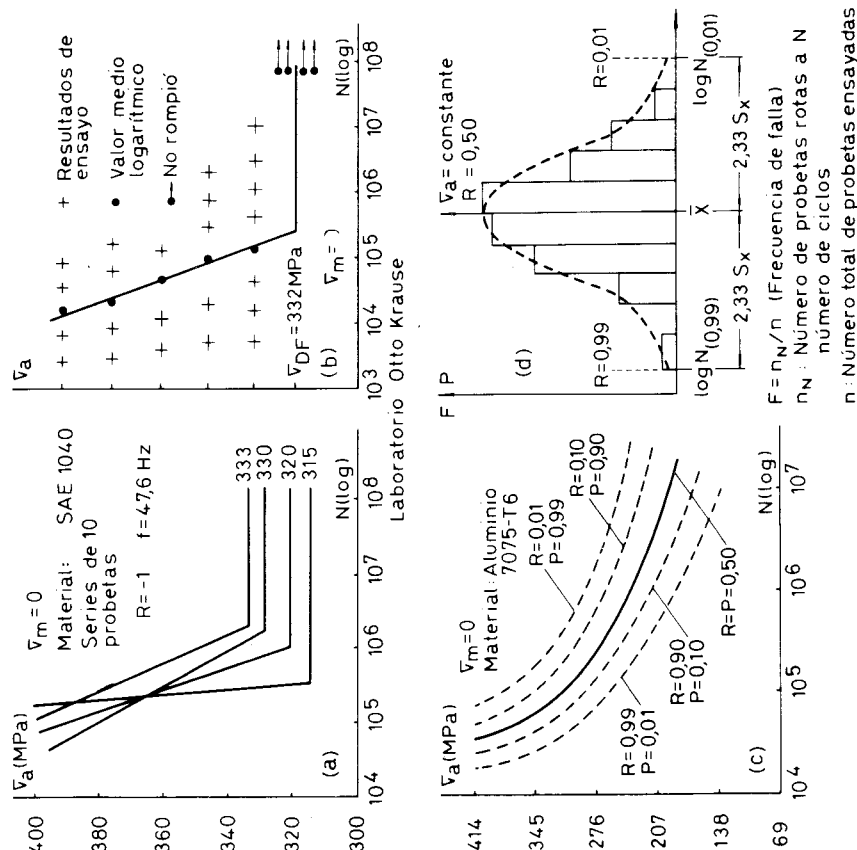


Figura 9.4. a) Curvas de Wöhler. b) Ajuste de la curva más probable. c) Familia de diagramas S-N-P. d) Histograma del número de ciclos de rotura y ajuste a la distribución. J. A. Collins.

Si bien en ensayos de rutina puede aceptarse como válida la curva y valores que se obtienen empleando una única serie de probetas, en determinaciones rigurosas, para fijar el comportamiento a la fatiga de metales a utilizar en estados críticos, se impone construir diagramas denominados S-N-P, en los que P resulta un nuevo parámetro que corresponde a la *probabilidad de falla*, figura 9.4c, obteniéndose como curva de Wöhler del material a la llamada *curva más probable*, que corresponderá a un valor de P igual a 0,50.

La obtención de los diagramas S-N-P requiere la utilización de 100 a 160 probetas idénticas para cada material y exige el análisis estadístico de los resultados de ensayo.

El conocimiento de la función de distribución de la vida a la fatiga a tensión constante y la del límite de fatiga permite el cálculo del valor medio y el desvío standard de ambos y a partir de ellos la estimación, por el método de los cuadrados mínimos, de la correlación tensión-número de ciclos que mejor se ajusta a los resultados de ensayo. En la figura 9.4c se trazó la correlación S-N para una probabilidad de falla del 50 % (curva standard más probable).

Experimentalmente se ha comprobado que el histograma del número de ciclos de rotura a tensión constante para niveles de tensión superiores al límite de fatiga, se ajusta en buena medida a una función de distribución log-normal, por lo que conociendo para cada tensión el valor medio y el desvío standard del número de ciclos de rotura y asumiendo una función de distribución log-normal, puede estimarse la probabilidad P de que una probeta tomada al azar alcance pero no supere una determinada duración, o bien estimar el número de ciclos de rotura para una probabilidad de supervivencia $R = 1 - P$.

La figura 9.4d representa el histograma a tensión constante del número de ciclos de rotura obtenida a partir del ensayo de 15 probetas de un acero SAE 1040; su ajuste a una función de distribución log-normal y la duración estimada N_i para una probabilidad de supervivencia R_i ($\log N_i = \bar{x} \pm z \cdot S_x$; con $z = f(R_i)$).

Repetiendo el análisis a por lo menos cuatro niveles de tensión sobre series de 10 a 15 probetas para cada nivel, estamos en condiciones de estimar la curva de Wöhler del material para R constante (igual probabilidad de supervivencia).

Para tensiones del orden del límite de duración del material cambia la respuesta del mismo y los histogramas se apartan totalmente de la distribución anterior de manera que queda inhibido el análisis de los resultados por el método descrito, llamado *Ensayo de tensión constante*, debiéndose recurrir a otros, como por ejemplo el *Método de supervivencia* para la estimación de la función de distribución, valor medio y desvío standard del límite de fatiga.

A partir de los resultados de ensayo obtenidos en cuatro o cinco niveles de tensión en el entorno del límite de fatiga sobre series de 15 a 20 probetas en cada uno de ellos, es posible determinar para cada tensión cual es la probabilidad de supervivencia, definida como tal, al número de probetas no rotas

(n_T) del total de las ensayadas (n) en cada uno de los niveles (Probabilidad de supervivencia $R = n_T/n$).

Los resultados experimentales han demostrado que el histograma del límite de duración o de condición de no rotura, puede ajustarse a una función de distribución normal a partir de la cual puede estimarse el valor medio y la dispersión.

Los métodos de tensión constante y de supervivencia permiten en conjunto el trazado completo de la curva de Wöhler más probable ($R = 0,50$), como así también de las curvas correspondientes a los máximos y mínimos estimados, definidas éstas, para una probabilidad de supervivencia (R) de 0,01 y 0,99 respectivamente, como puede verse en la figura 9.4.1 para un acero SAE 1040 laminado en caliente

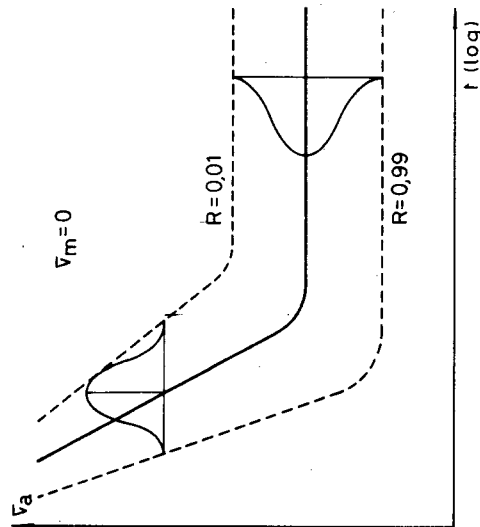


Figura 9.4.1 Diagrama S-N-P de un acero SAE 1040 laminado en caliente determinado por el método de Tensión constante y de Supervivencia.

9.5. CURVAS DE WÖHLER PARA TENSION MEDIA VARIABLE

La experimentación sistemática sobre ensayos de fatiga en la que la tensión media no es igual a cero, ha demostrado que la falla depende primeramente de la tensión máxima alcanzada y de la amplitud de la tensión, presumiblemente porque estos factores condicionan, respectivamente, los mecanismos de inicio y propagación de la fisura de fatiga.

Es así que la vida a la fatiga a una amplitud de tensión dada disminuye al aumentar la tensión media (tracción) y para una tensión máxima dada los ciclos aumentan al disminuir la amplitud hasta un valor de ésta en que el material no rompe, llamada *amplitud límite*.

La figura 9.4.2 nos manifiesta, en ensayos realizados en idénticas condiciones y sobre probetas de acero de bajo carbono, como varían los diagramas S-N al modificar el tipo del ciclo de carga.

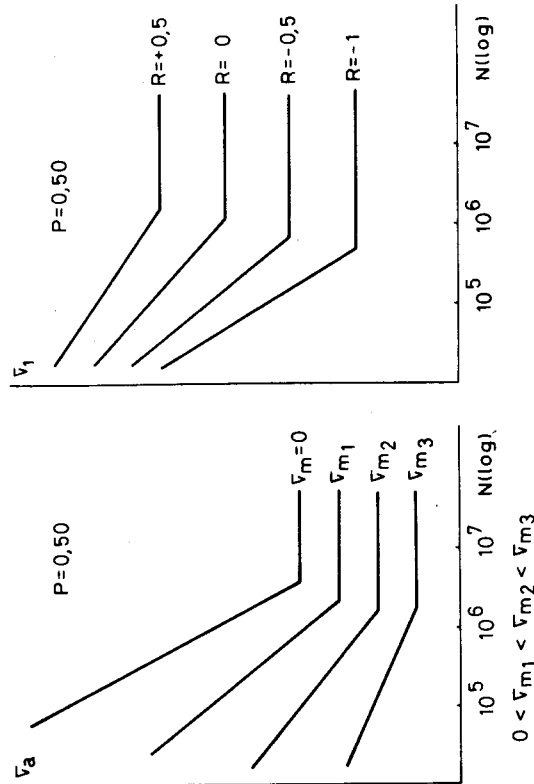


Figura 9.4.2 Diagramas S-N para acero al carbono con tensión media variable.

En el cuadro siguiente puede verificarse las variaciones de los ciclos de rotura al variar la amplitud para iguales valores de las tensiones máximas y además, por comparación entre el 1er. y 3er. ensayo ($\sigma_m = 0$) comprobar que para pequeñas variaciones de la amplitud, el comportamiento a la fatiga del material puede variar fundamentalmente (rotura y no rotura respectivamente).

Tensión máxima kgf/mm ²	Tensión mínima kgf/mm ²	Amplitud kgf/mm ²	Nº de ciclos × 10 ⁶
+ 22,44	- 22,44	22,44	1,01 rompió
+ 22,44	- 18,67	20,55	3,78 rompió
+ 19,69	- 19,69	19,69	7,2 no rompió

Material: acero al carbono $\sigma_{ET} \cong 40 \text{ kgf/mm}^2 \cong 395 \text{ MPa}$.

9.6. VALORES DE FATIGA Y EFECTOS QUE LOS VARIAN

Entre las numerosas experiencias realizadas por N. F. Moore y J. B. Kom-mers seleccionamos unos pocos valores al sólo efecto de indicar numérica-mente el comportamiento a la fatiga de algunos materiales de gran uso en má-quinas y estructuras. Los ensayos fueron realizados por flexión rotativa en donde el límite de duración se ha estimado por el valor medio del límite de fatiga o de la resistencia a la fatiga para 5×10^7 ciclos.

Metal	Resist. estát. de tracción kgf/mm ²	Resistencia de fatiga kgf/mm ²
Acero de 0,18% carbono, laminado en caliente	44	21,5
Acero de 0,24% carbono, templado y revenido	47	17,5
Acero de 0,32% carbono, laminado en caliente	46	22
Acero de 0,38% carbono, templado y revenido	64	23,4
Acero de 0,93% carbono, recocido	59	21
Acero de 1,02% carbono, templado	140	73,5
Acero al níquel (0,41% C; 3,41% Ni) templado	195,5	78
Cobre recocido	23	7
Cobre laminado en frío	36,6	11,3
Latón, 70% Cu y 30% Zn, laminado en frío	51	12,3
Duraluminio endurecido	36	8,5

En general la resistencia a la fatiga, si bien no guarda una vinculación di-recta con la estática, de manera muy generalizada se comprobaron las siguien-tes relaciones:

aceros laminados:
aceros forjados:
fundiciones de acero:
Cu estirado en frío y Ni:
bronce recocido:

Resistencia a la fatiga

= 40 a 60% σ_{ET}
≅ 50% σ_{ET}
= 35 a 45% σ_{ET}
= 25 a 30% σ_{ET}
≅ 50% σ_{ET}

Estos valores fijan lo que se denominan *relación de fatiga* = $\frac{\text{Resist. a la fatiga}}{\text{Resist. estática}}$

Es importante señalar que en el análisis que relaciona a las tensiones está-ticas y dinámicas cíclicas, tienen singular importancia los trabajos de Baus-chinger, quien demostró que los límites de proporcionalidad en tracción y compresión no son fijos para un mismo material, cuando se somete a la pro-beta a cargas y descargas o a ciclos de tensiones.

Por ello sostuvo —y posteriormente otros experimentadores lo confirma-ron— que el material que generalmente se emplea presenta, en tracción y com-presión, límites de proporcionalidad aumentados por el trabajo en frío, y que los límites verdaderos o naturales son aquellos que se obtienen luego de haber sometido al metal a ciclos de tensiones (*límite dinámico de proporcionalidad*).

Los valores indicados fueron obtenidos en ensayos de laboratorio con máquinas convencionales, que si bien permiten fijar de manera muy aproxi-mada los límites de duración de los materiales, se están utilizando en gran escala equipos y dispositivos que permiten conocer el comportamiento a la fatiga de los mecanismos en servicio; un ejemplo de esta adaptación nos lo muestra la figura 9.4.3

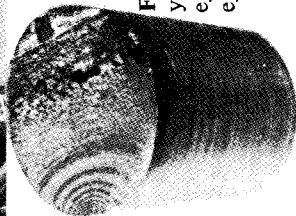
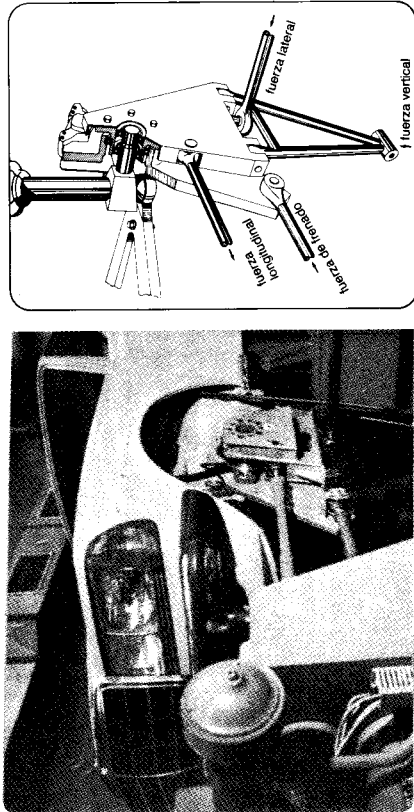


Figura 9.4.3 Plano esquemático y disposición de ensa-yo con aplicación de fuerzas similares a las de servicio en ejes de un tren delantero de un automóvil. Rotura de un eje.

Por lo hasta aquí visto, comprobamos que aún no se ha llegado a conclusiones que podríamos llamar definitivas para explicar la fractura de los metales y aleaciones sometidas a tensiones cíclicas o vibratorias, como tampoco determinar con exactitud todas las causas externas e internas que los afectan en esas circunstancias.

Sin embargo el gran adelanto obtenido en las técnicas experimentales, a partir de modernos dispositivos y máquinas de ensayos, han permitido encontrar las variables más importantes que afectan al comportamiento de los materiales bajo cargas dinámicas de fatiga, que de manera resumida indicamos a continuación.

Actualmente las grandes industrias desarrollan técnicas de ensayo adaptadas a los mecanismos y estructuras en sus condiciones de uso, previendo así todos los efectos que inciden en el comportamiento a la fatiga de los materiales.

9.6.1 PROBETAS

Entre las conclusiones de Wöhler tiene relevancia la que asegura que la forma y tamaño de las probetas, empleadas en flexión rotativa, influyen en los valores de fatiga.

Al aumentar las dimensiones diametrales puede disminuir la aptitud del material para soportar esfuerzos cíclicos o vibratorios, lo que en principio se justifica teniendo en cuenta que para mayores volúmenes aumenta la posibilidad de que se presenten concentradores de tensiones por defectos internos o de origen metalúrgico, cualquiera que resulten los tipos de esfuerzos aplicados.

Sin embargo bajo esfuerzo cíclico de flexión y torsión las fibras menos solicitadas tienden a oponerse a las deformaciones de las superficiales que soportan mayores tensiones, produciéndose un efecto de arrastre cuya magnitud depende del gradiente de los esfuerzos desde la fibra más tensionada a la neutra, cuya variación es función del diámetro, dando como resultado la disminución de los límites de fatiga para probetas de mayores secciones.

En tracción-compresión no tiene lugar aquella variación de tensión por lo que los valores de ensayo son independientes de la sección y solo podrían variar, en lo que hace al material, por defectos estructurales.

En ensayos realizados por F. Faulhaber, sobre aceros al carbono (SAE 1010) recocidos, sometidos a flexión rotativa (solicitación no uniforme), comprobó que el límite de fatiga disminuía de 60 a 52 kgf/mm², al aumentar los diámetros de 7,52 a 27,3 mm.

Si bien la diferencia en el comportamiento a la fatiga por flexión rotativa se verificó en otras aleaciones y metales con el cambio de dimensiones, generalmente puede considerarse que no llega a valores críticos, aunque resulta conveniente tener especial cuidado en la transferencia de valores obtenidos en el laboratorio, a materiales en servicio de mayores dimensiones.

E. Phillips y B. Heywood verificaron, ensayando probetas de acero al carbono sin tratar con diámetros variables entre 5 y 35 mm, que bajo tensio-

nes de tracción compresión (solicitación uniforme), la resistencia a la fatiga no variaba con la sección.

Independientemente de las dimensiones de la probeta es necesario tener en cuenta el radio de la superficie de continuidad entre sus extremos ensanchados y la sección que podemos llamar calibrada, debido que resultan zonas de alta concentración de tensiones.

Si bien las normas ASTM y DIN sugieren el empleo de determinadas probetas, en general se adoptan las que aconsejan los fabricantes de las máquinas de ensayo.

En el análisis precedente no hemos tenido en cuenta el comportamiento de la superficie de los metales según su estado o tratamiento, el efecto de las entallas, ni las variaciones de temperatura, que como veremos resultan los factores de mayor importancia a considerar.

9.6.2 TERMINADO Y TRATAMIENTO DE SUPERFICIES

Teniendo en cuenta que en un alto porcentaje el comienzo de las grietas de fatiga se produce en las superficies de los metales y aleaciones a causa de irregularidades de maquinado, debido a la mayor libertad de deformación de los cristales y por estar sometidas a los efectos atmosféricos que producen corrosión, resulta de importancia seleccionar un terminado o tratamiento adecuado de los contornos que permitan evitar, o por lo menos demorar, la formación de las fisuras, que traerían como consecuencia un aumento en la resistencia.

A tal efecto Houdremont y Benneck, han demostrado en ensayos por flexión rotativa sobre aceros para resortes, que un maquinado incorrecto que ocasione una entalla de solo 0,1 mm, hace disminuir la resistencia a la fatiga en más del 50%. Así un acero al Mn-Si ($\sigma_{ET} = 119 \text{ kgf/mm}^2$) la resistencia a la fatiga sobre probeta lisa y con entalla de 0,1 mm, resultó de 62 y 25 kgf/mm² respectivamente; para Cr-Ni-W ($\sigma_{ET} = 121 \text{ kgf/mm}^2$) se obtuvo 60 y 26 kgf/mm² y para Cr-Ni-Va ($\sigma_{ET} = 118 \text{ kgf/mm}^2$): 58 y 27 kgf/mm².

Estos valores llevan a la necesidad de asegurar que las superficies resulten aptas para soportar esfuerzos cíclicos o vibratorios, para lo cual se pueden emplear distintos tipos de acabado, de acuerdo a la exigencia de la determinación.

Experiencias de Moore y Kommers sobre un acero al carbono ($C = 0,49\%$ - $\sigma_{ET} = 69 \text{ kgf/mm}^2$) laminado en caliente, dan las variaciones porcentuales de la resistencia de fatiga por flexión rotativa con distintos tipos de terminado de las superficies, con relación a los valores obtenidos sobre probeta pulida con tela esmeril 00, cuya resistencia a la fatiga fué de 35 kgf/mm².

Tipo de terminado	Fatiga (kgf/mm^2)	Reducción %
Rectificada con muela circular	32,2	8
Torneado fino	30,5	13
Torneado basto	29,4	16

El mismo material con mejor terminación (pulido con esmeril 00 y con paño) mejoró la resistencia en un 3%.

Según que las rayas de pulido sean circulares o longitudinales pueden producir ligeras variaciones en los valores de fatiga especialmente en flexión y torsión, teniendo en cuenta el estado tensional de las secciones transversales. El pulido o rectificado longitudinal es el que menos influye, pudiéndose despreciar sus efectos.

En aceros tratados térmicamente la descarbonización de las superficies resulta muy perjudicial, especialmente en aceros de buena calidad, en los que el tratamiento puede disminuir su resistencia en valores que oscilan entre el 40 y 70%, con respecto al de los mismos materiales, con iguales procedimientos, pero mecanizados convenientemente.

La determinación de la rugosidad (perturbación superficial pequeña) del acabado tiene su mayor importancia en los metales frágiles, pues los plásticos son poco sensibles a los efectos de entalla.

Para mejorar las condiciones de fatiga, al margen de los mecanizados, la estructura de los cristales de la capa superficial deben presentar la máxima resistencia a la deformación, causante de las fisuras que llevan a la rotura.

Los tratamientos a que se someten las superficies para mejorar su límite de fatiga crean tensiones adicionales de compresión que detienen el inicio de las grietas.

El endurecimiento superficial puede obtenerse mediante martillado, treflado, laminado en frío, etc. El martillado con perdigones de bolas de acero duro bajo presión de un chorro de aire o agua, elimina las posibles entallas causantes de los picos de tensión y lo que es más importante mejora sus propiedades por acritud, obteniéndose en los aceros aumentos en su límite de fatiga entre el 15 y 50%. Empleando chorros de arena a presión también se consiguen similares efectos, aunque la resistencia no se acrecienta en aquellas proporciones.

Para obtener resultados satisfactorios en el proceso de martillado se debe tener cuidado de que el tratamiento no resulte excesivo, así como también proceder al pulido de las superficies para mejorar su rugosidad.

En la actualidad y considerando el gran adelanto de los tratamientos térmicos las mejoras de las superficies de los aceros se consiguen generalmente por nitruración y cementación.

Mediante la nitruración de aceros se obtienen, en flexión rotativa, aumentos en la resistencia a la fatiga del 15 al 25 %, según los diámetros de las probetas y profundidad del tratamiento. Así para materiales de 5, 6,5 y 8 mm de diámetro, nitrurados hasta 0,42 mm de espesor y según K. Wellinger y P. Gimmel, la mayor resistencia correspondió a la probeta de menor diámetro ($45 \cdot 41$ y $40 \text{ kgf}/\text{mm}^2$), por la mayor influencia de la capa nitrurada sobre la menor sección.

Este efecto del tratamiento de nitruración sólo se manifiesta bajo estados cíclicos de tensión (flexión y torsión), y no sobre las resistencias estáticas que se mantienen prácticamente iguales con o sin tratamiento, al igual que en fatiga por tracción-compresión.

La cementación en caja también mejora la aptitud de los aceros a la fatiga, al igual que el temple a la llama. Se obtienen aún más aumentos de resistencia si posterior al cementado se realiza un templado.

Considerando que en la capa superficial se generan tensiones adicionales de compresión, difíciles de superar en los límites de fatiga del material, las grietas aparecen en su núcleo, dando a las fracturas un aspecto que es característico en los aceros así tratados.

En los tratamientos con depósitos electrolíticos tales como el cromado y níquelado, la resistencia a la fatiga disminuye en función del espesor de la capa tratada, debido a que aparecen líneas de deslizamiento similares a las que producen las deformaciones.

9.6.3 EFECTOS DE ENTALLA

En el capítulo de generalidades (1.19.) hemos visto que el hecho de producir una entalla en un material sometido a tracción estática, genera una concentración de los esfuerzos, con su pico de tensión y estado triaxial que modifican su resistencia, aumenta en los metales dúctiles y se mantiene o disminuye ligeramente en los frágiles (figura. 1.23).

En cambio bajo fatiga, en "terminado de las superficies" (9.6.2) vimos que una entalla por pequeña que resulte, disminuye substancialmente la resistencia del material sometido a flexión rotativa, lo que puede atribuirse al hecho que la rápida variación de los ciclos no da tiempo al libre deslizamiento de los cristales, obteniéndose sólo un frotamiento sin el endurecimiento clásico que caracteriza a una deformación, generándose por lo tanto las grietas en las alteraciones de la superficie.

El cuadro siguiente sintetiza las muchas verificaciones realizadas por Ludwik sobre probetas lisas y entalladas del mismo material, en este caso los ensayos se realizaron por flexión rotativa y con entallas de forma circular de 0,2 mm de profundidad y 0,05 mm de radio.

Materiales	σ_{ET} (kgf/mm ²)	Fatiga	
		Prob. lisa	Prob. entallada
Acero de bajo carbono	34	19	15
Acero al carbono semiduro	54	27	18
Acero resistente	85	34	23
Acero al Ni-Cr tratado	106	54	30
Acero inoxidable	67	24	24
Fundición gris	21	14	14
Bronce forjado	57	13	13
Latón forjado	40	18	15
Cobre electrolítico	22	9	7

Observamos que en forma casi generalizada la resistencia a la fatiga disminuye al introducir una entalla o concentrador de tensiones, aún en los metales que en análogas condiciones aumentan su resistencia considerablemente en tracción estática, en cambio el acero inoxidable es insensible en ambos casos.

La relación entre la resistencia obtenida sobre probeta lisa, con la de probeta entallada del mismo material, permite determinar un factor o coeficiente de forma k_f , denominado *factor de entalla en fatiga*.

$$K_f = \frac{\text{Tensión de fatiga sobre probeta lisa}}{\text{Tensión de fatiga sobre probeta entallada}}$$

El factor de fatiga es función de la forma o geometría de la pieza o probeta, del material y de su estado. Toma valores no mayores de 3 y excepcionalmente 3,5; llegando prácticamente a 1 para la fundición gris y el acero inoxidable.

Para conocer la influencia de K_f en el diseño de una pieza es necesario tener en cuenta el factor de concentración de tensiones K_t (I. 19, pág. 46), relación que está dada por el *índice de sensibilidad a la entalla "q"*

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1}$$

Las curvas de Wöhler realizadas con probetas sin o con entallas (en V o circulares), permiten determinar en toda su importancia el efecto de las discontinuidades superficiales para cada estado de tensión.

Es de hacer notar que el efecto de las entallas resulta distinto en flexión rotativa según las dimensiones de las probetas, por lo que los valores de resistencia varían para un mismo material y entalla cuando aquellas presentan distintos diámetros; en aceros al aumentar la sección con idéntica entalla disminuye la fatiga.

Con relación a los ensayos en los que el empleo de probetas entalladas hacen a los distintos métodos (Charpy e Izod), se ha comprobado que la sensibilidad a la entalla en fatiga, en iguales formas y materiales, no es la misma ni están relacionadas de ninguna manera. Así la fundición gris que en choque presenta muy pequeña resiliencia, es prácticamente insensible a la entalla en fatiga, en cambio algunos aceros templados y revenidos con altos valores de resiliencia son muy afectados por las entallas en fatiga.

9.6.4 EFECTOS DE LA CORROSIÓN

Si la probeta sometida a tensiones repetidas es simultáneamente atacada por un agente corrosivo (fatiga con corrosión), que puede ser agua dulce o salada, la resistencia experimenta una disminución de gran importancia.

El efecto de la corrosión reviste tanta influencia, que ensayos realizados sobre probetas con variaciones bruscas de sección dieron resultados de fatiga más elevados que los obtenidos en experiencias sobre probetas sin entalladuras, pero atacadas por un elemento corrosivo.

Si bien no se sabe exactamente el porqué de tales hechos, los mismos parecen consistir en que las tensiones repetidas destruyen la película más o menos protectora que se forma como resultado de la reacción del metal y el agente corrosivo, lo que facilita la extensión progresiva de los puntos de corrosión, que provocan debilitamientos y posteriormente las fisuras de fatiga.

Las "picaduras" de las superficies producen un efecto similar al de una entalla, aminorando aún más la resistencia cuando el ataque corrosivo y las tensiones cíclicas actúan simultáneamente, a tal punto que en estas condiciones llega a tener en algunos metales más importancia que la fatiga. En estos casos la determinación del límite de duración no puede efectuarse con exactitud debido a que la curva de Wöhler no resulta asintótica ni aún en los aceros, resultando el descenso del tramo final del diagrama tanto mayor cuanto más aguda resulta la corrosión.

La importancia de la corrosión se manifiesta también en ensayos al aire, en donde el desarrollo de las fisuras tienen lugar más rápidamente que en el vacío, debido a que en el comienzo de la formación de la grieta el oxígeno del ambiente actúa sobre ella produciendo un efecto corrosivo.

En el cuadro siguiente extractamos algunos valores de ensayos realizados bajo flexión rotativa y para 10^8 ciclos, por J. Mac Adam; de su análisis surge la gran influencia de la corrosión, que puede llegar a disminuir la resistencia a la fatiga, con respecto a las obtenidas en ensayos al aire, en hasta un 80%.

Metal o aleación	σ_{ET} (kgf/mm ²)	Resist. a la fatiga (kgf/mm ²)	
		al aire	agua dulce agua salada
Acero al carbono	36,0	17,9	11,9
Acero inoxidable	82,0	37,0	25,5
Cobre ETP	22,0	7,0	7,0
Latón	50,0	12,0	8,4
Bronce	33,7	14,0	14,0
Aluminio puro	9,0	4,2	3,0
Duraluminio	49,0	12,5	5,5

En torsión alterna con corrosión se producen similares variaciones de resistencia que en flexión rotativa.

Es de hacer notar que en los ensayos bajo corrosión los valores pueden variar con la frecuencia o velocidad, por el hecho que siendo la corrosión dependiente del tiempo, el que dure el ensayo producirá un determinado efecto.

La corrosión se evita en gran parte mejorando la aptitud de las superficies a contrarrestar la acción de los agentes corrosivos, lo que se logra para el acero, con recubrimientos de cadmio, cinc, de nitruración, etc.

9.6.5 EFECTO DE LA TEMPERATURA

Si el estado de tensiones que hemos denominado de fatiga se realiza a altas o bajas temperaturas se modifican las propiedades de resistencia con respecto a valores a 20°C, variaciones que no solo dependen de la temperatura sino que además de la naturaleza de los metales, resultando imposible fijar una relación de dependencia generalizada entre estas variables.

En forma general se acepta que al aumentar la temperatura disminuye la resistencia, aunque en algunos materiales puede mantenerse o acrecentarse con aquella.

En todos los casos y a medida que aumenta la temperatura, la formación de la grieta de fatiga se produce en los bordes de grano, resultando una rotura intergranular a diferencia de la intragranular que se obtiene a temperatura ambiente.

Para algunos aceros el valor más elevado de su resistencia a la fatiga se alcanza a aproximadamente 300°C, disminuyendo al sobrepasar este valor.

En ensayos realizados bajo cargas estáticas y dinámicas axiales en aceros al cromo-molibdeno templados y revenidos, M. Hempel determinó las variaciones de resistencia al aumentar la temperatura, y sus conclusiones las reproducimos en la figura 9-5.

En el gráfico se observa que para cargas estáticas y dinámicas la resistencia mejora hasta aproximadamente 400 y 300°C respectivamente, para luego disminuir en mayor grado bajo carga estática.

Considerando que en muchos usos prácticos los metales se emplean a temperaturas inferiores a la de los registros máximos de tensiones, es importante señalar que aún en el caso del acero ensayado, a 100°C la resistencia disminuye en casi 6,5% y a 200°C en 9% aproximadamente.

Los límites de máxima resistencia varían según la naturaleza y tratamiento de los metales y aleaciones, así por ejemplo en aceros al carbono y al molibdeno los picos de fatiga resultan ligeramente inferiores al del cromo-molibdeno tratado térmicamente (250 a 280°C).

En aceros y por el efecto de las altas temperaturas se produce recocido y oxidación, que hace difícil la determinación de un número de ciclos que fije

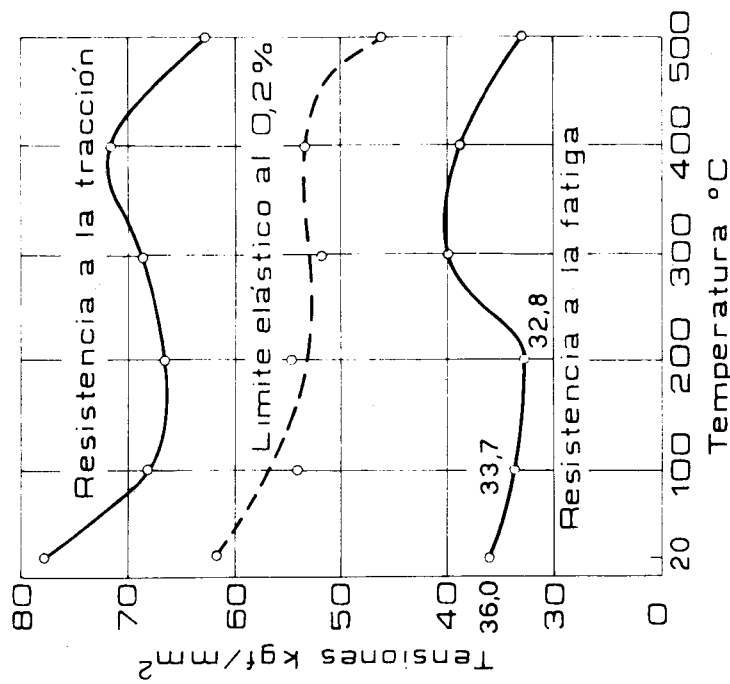


Figura 9.5. Variación de las propiedades de resistencia de acero al cromo-molibdeno con la temperatura

el límite de fatiga. Cuando ello ocurre la curva de Wöhler no presenta tramo final asintótico pues decrece continuamente.

Si consideramos además que a elevadas temperaturas se produce el fenómeno de fluencia lenta (creep), en los metales ferreos no es posible obtener un correcto límite de fatiga cuando se sobrepasan los 400°C.

La gran influencia de la temperatura en los ensayos de duración bajo ciclos de tensiones, hace que si bien se desprecien sus efectos cuando las experiencias se realizan a temperatura ambiente, en los aceros es conveniente aportar como dato de ensayo sus máximos y mínimos diarios.

Para bajas temperaturas aumenta la resistencia a la fatiga, produciéndose condiciones análogas a las de los ensayos estáticos, aunque bajo cargas dinámicas el incremento resulta proporcionalmente mayor. En flexión rotativa el límite de fatiga aumenta para aceros y aleaciones de cobre y aluminio entre el 12 y 17%, cuando la temperatura varía desde +23°C a -23°C.

En fatiga a temperaturas distintas a la del ambiente deben precisarse las condiciones de ensayos, debido a que las variaciones que éstas producen deben adicionarse las de la frecuencia. La variación en la alternancia de las bandas de deslizamiento a temperatura producen distintos fenómenos de rozamiento interno que afectan los resultados en mayor grado que en ensayos a temperatura ambiente en iguales condiciones.

Hemos visto en el capítulo de generalidades (1.18.) que el cambio de temperatura lleva a la generación de lo que llamamos "tensiones por efectos térmicos", cuando no se permite la libre contracción de la pieza sometida a calentamientos y enfriamientos no uniformes. (Al efecto cíclico de éstas tensiones térmicas, que pueden tomar valores de importancia se le denomina *fatiga térmica*.)

9.6.6 EFECTOS DEL TRABAJO PREVIO

A los efectos que hasta aquí hemos estudiado y que pueden modificar substancialmente los valores de fatiga, debemos agregar al que producen tensiones cíclicas momentáneas, que no ocasionan la rotura del material ni alcanzan los ciclos de fatiga, pero que pueden aumentar o disminuir su resistencia en fatigas posteriores.

Si antes de efectuar el ensayo de un material, cuya resistencia de fatiga es perfectamente conocida, se lo somete a esfuerzos menores que los que corresponden al límite de duración y a un número de ciclos también menor que el del límite de solicitaciones, la probeta experimenta un endurecimiento que neutraliza los puntos de concentración de tensiones.

Este trabajo previo puede hacerse más efectivo si las cargas se aplican en varias etapas o escalones, de manera que las sucesivas neutralizaciones de los puntos concentradores de tensiones, permita incrementar los esfuerzos sin que se produzcan grietas iniciales, hasta alcanzar el incremento del límite de fatiga. La mejora en la resistencia por el trabajo previo resulta mayor en los metales dúctiles, pudiéndose alcanzar incrementos de hasta un 30% en ensayos de tracción alternada, este porcentaje resulta inferior bajo flexión rotativa.

Si a una probeta se le aplican tensiones preliminares mayores que la de su límite de fatiga, ensayos posteriores demostrarán una disminución de su resistencia con respecto a la del material sin trabajo previo.

Estas sobrecargas preliminares pueden ser ligeramente superiores al límite de fatiga del material en condiciones normales, cuando son aplicadas durante un gran número de ciclos o marcadamente elevadas para bajas frecuencias.

En estas condiciones la disminución de la resistencia a la fatiga se debe a la formación de fisuras submicroscópicas por la acción de la sobrecarga, que facilitan la formación de las grietas de rotura en ensayos posteriores.

H.F. Moore determinó que en aceros con 0,27% de carbono y límite de fatiga de 24 kgf/mm², con sobrecarga del 20% (28,8 kgf/mm²), aplicada durante 40.000 ciclos, la resistencia disminuyó en un 8%.

Se ha comprobado experimentalmente que para trabajos previos con sobrecargas, el límite posterior de fatiga no solo disminuye en función del incremento de tensión, sino que fundamentalmente por el número de ciclos a que fue sometida la probeta sobrefatigada.

9.6.7 EFECTOS DE LA FRECUENCIA

En la formación de las grietas de fatiga la frecuencia de las cargas influye en mayor o menor grado según la cuantía del esfuerzo aplicado.

Antes de analizar la influencia de la frecuencia de los ciclos de fatiga, recordemos que se denomina *amortiguamiento* a la capacidad que posee un cuerpo para convertir en calor su energía mecánica de vibración. No existirá por lo tanto en materiales perfectamente elásticos debido al hecho que las tensiones y deformaciones siguen una variación lineal, lo que en principio ocurre hasta el límite elástico de los metales, obtenido bajo cargas estáticas.

Sin embargo se han comprobado efectos de amortiguamiento bajo tensiones inferiores a las elásticas estáticas cuando los metales están sometidos a tensiones cíclicas, que pone de manifiesto que el límite elástico real es inferior al anterior, obteniéndose en el desarrollo de los ciclos una variación no lineal entre tensiones y deformaciones (elásticas y anelásticas), que da como resultado ciclos de histéresis mecánica, cuyas áreas permiten determinar la energía consumida que se transforma en calor.

(Si la tensión aplicada es elevada y actúa a baja frecuencia, el calor desarrollado tiene el tiempo suficiente como para poder ser evacuado por radiación y convección al medio ambiente, mejorando el comportamiento del material a la fatiga para aquella tensión. Para frecuencias elevadas este intercambio de energía no se desarrolla en igual medida, por lo que la fractura se produce más rápidamente.)

En ensayos realizados sobre aleaciones férricas la frecuencia de los ciclos en flexión rotativa, no alteran los resultados hasta las 5.000 r.p.m.

En experiencias realizadas por R. Cazaud, en flexión rotativa sobre acero al cromo-níquel recocido cuyo límite de fatiga resultó 36,8 kgf/mm², determinó que bajo un esfuerzo de 38,5 kgf/mm² y a 3.000 r.p.m., la fractura tuvo lugar a los 97.600 ciclos, en cambio para 8.000 r.p.m. se produjo a 38.000 ciclos.

Para tensiones próximas al límite de fatiga, en donde el calentamiento es casi despreciable, la influencia de la frecuencia resultó muy pequeña hasta las 8.000 r.p.m. obteniendo aumentos en la resistencia a la fatiga para 11.000 y 15.000 r.p.m., que llegó a 37,3 kgf/mm² con 10×10^6 ciclos.

El incremento de la tensión de fatiga se atribuye al hecho de que bajo frecuencias muy altas, la duración de la aplicación de las cargas máximas resulta tan pequeña que reduce su efecto sobre la deformación.

9.6.8. EFECTOS DEL METODO DE ENSAYO

Los resultados de fatiga para un mismo material varían según el método de ensayo, los que a su vez difieren con las máquinas utilizadas.

La resistencia a la fatiga por torsión es menor que la obtenida por flexión en un valor medio del 43% para aceros, fundiciones 8%, duraluminio 44%, cobre electrolítico 45% y bronce y latones 45%.

La resistencia por tracción-compresión es para los aceros de aproximadamente menor en un 25% con respecto a los valores de flexión rotativa.

En el caso del empleo de probetas huecas, como veremos en ensayos a altas temperaturas, sometidas a flexión rotativa, los valores de fatiga tienden a aproximarse a los obtenidos en tracción-compresión sobre iguales materiales pero empleando probetas macizas, considerando la distribución de tensiones en las secciones transversales en flexión, los valores tienden a acercarse cuando las probetas huecas presentan pequeños espesores.

9.7. RELACIONES ENTRE FATIGA Y RESISTENCIAS ESTATICAS

Resulta imposible determinar una relación que resuelva el problema de conocer el comportamiento a la fatiga de un metal en función de valores estáticos, más aún considerando todos los efectos que hemos enumerado capaces de variar los resultados bajo esfuerzos cíclicos.

A este respecto resulta más común relacionar el límite de fatiga con la resistencia estática a la tracción, es así que aceros de hasta 120 kgf/mm^2 , la relación de fatiga varía entre 0,35 y 0,60 (promedio aproximado 0,50).

Para resistencias entre 120 y 150 kgf/mm^2 , resulta más difícil fijar un promedio por la gran variabilidad de las relaciones, aunque es incuestionable que entre éstos límites el incremento de la tensión estática implica un aumento en los valores de fatiga.

En aceros de mayor resistencia no siempre un aumento a la tracción mejora la fatiga, debido a que las altas tensiones tienen marcados efectos en inclusiones y cuando no se logra una casi perfecta homogeneidad de la estructura, originando concentraciones de tensiones, que no afectarían al material bajo otras condiciones.

Además si consideramos que las altas resistencias en los aceros puede obtenerse mediante tratamientos térmicos de templeado y revenido, con el objeto de alcanzar los fines buscados éste último tratamiento se realiza a bajas

temperaturas por lo que subsisten tensiones internas que facilitan la formación de las grietas de fatiga.

9.8. DIAGRAMA DE SMITH

Como hemos expresado la rotura por fatiga depende no solo de la amplitud de las tensiones sino también del valor de la máxima de tracción producida, por lo que para estudios completos es necesario determinar para cada tensión media el campo de tensiones en el cual no se produce la fractura.

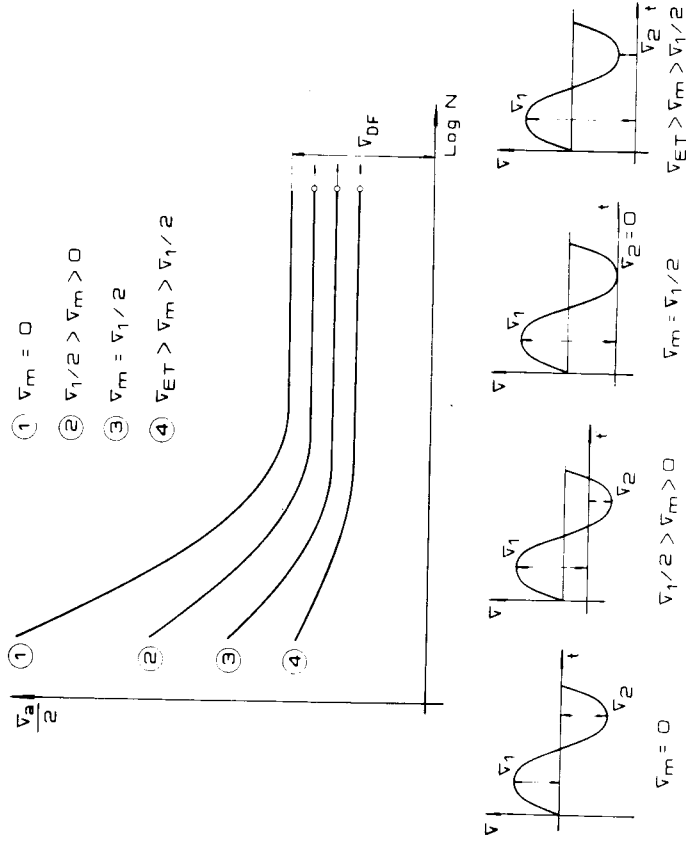


Figura 9-6. Curvas de Wöhler para distintas tensiones medias en un mismo material.

El trazado en laboratorio de las curvas de Wöhler para una determinada sollicitación, sobre series de probetas iguales pero para distintas tensiones medias, permite obtener una familia de curvas que demuestran que el límite de fatiga depende de la tensión media ($\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2}$), disminuyendo a medida

que esta aumenta, figura 9-6; Smith relacionó estos valores en un gráfico, figura 9-7, el cuál presenta igual escala de tensiones en sus ejes codenados, de manera que el de abscisas indique los valores de las tensiones medias y el de ordenadas las correspondientes tensiones máximas y mínimas para alcanzar el límite de fatiga o bien las respectivas $\sigma_a/2$, a partir de una recta a 45° que pasa por el origen.

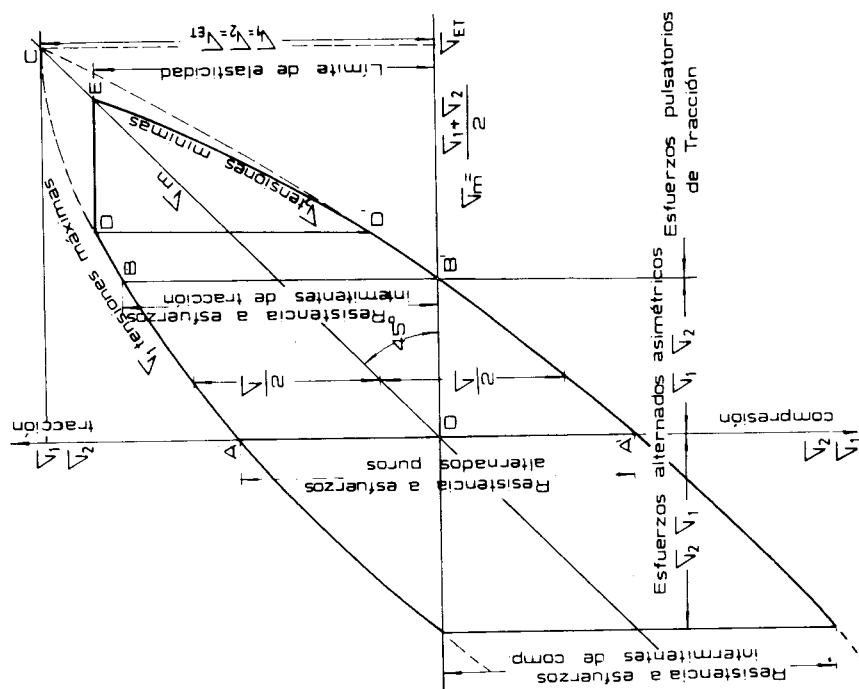


Figura 9-7. Diagrama de tensiones máximas y mínimas por flexión rotativa en coordenadas σ_1 , σ_2 y σ_m .

De esta manera, se obtienen una serie de puntos que al unirlos nos dan las curvas que fijan las tensiones máximas y mínimas para una media conocida o la alternancia del ciclo sobre una tensión estática supuesta igual a la tensión

media ($\sigma_m \pm \frac{\sigma}{2}$). Estas curvas se prolongan para unirse en el punto C, que representará la resistencia estática a la tracción a la cual lógicamente no es posible superponer ningún ciclo alternado puro, pues en él se produce la fractura del material ($\sigma_{ET} = \sigma_1 = \sigma_m$).

Por construcción la línea a 45° que une el origen con el punto C, divide en dos mitades a las longitudes comprendidas entre las tensiones máximas y mínimas, correspondiendo por lo tanto a las tensiones medias para cada amplitud límite considerada.

Sin embargo si se desea evitar el desarrollo de deformaciones plásticas, las tensiones máximas no deben superar el límite elástico del metal, limitándose el diagrama de Smith a éste valor, efectuándose su cierre por la línea ED.

Para tensiones medias de compresión se ha demostrado experimentalmente que la amplitud es prácticamente independiente de la tensión media, mientras que la tensión σ_2 no alcance el valor de la tensión crítica real de pandeo o la resistencia estática a la compresión.

Prácticamente las curvas comprendidas entre los puntos AD, ED' y D'A', al igual que sus similares en la zona de compresión, para el caso de tracción-compresión, se substituyen por rectas, de manera que la construcción gráfica se simplifica al quedar limitada a una o dos determinaciones del límite de fatiga.

En la construcción de la figura 9-7 similar a la indicada en la norma DIN 50.100, se ha trazado parte de las curvas que corresponderían a ensayos de tracción-compresión, para valores mayores de este último esfuerzo, a efectos de dar una visión más clara respecto a un diagrama completo de resistencia a la fatiga; los valores límites por compresión resultan mayores que los de tracción.

Con igual criterio podrían obtenerse los diagramas de Smith para sollicitaciones de tracción-compresión o de torsión, los que presentan iguales características que los de flexión. En diagramas superpuestos se puede verificar que en general la resistencia a la fatiga por torsión es menor en aproximadamente 43% y en tracción-compresión la disminución toma como promedio valores del 25%.

9.9. FATIGA POR FLEXION ROTATIVA DE FUNDICION ESFEROIDAL

Materiales: Fundición esférica sin tratar o de colada, recocida y templada en aceite y revenida, similares a los empleados en tracción estática.

Tensiones: Ciclos alternados puros o simétricos.

Máquina: Schenck de 90 kgf/mm² de tensión máxima, de momento flexor constante.

Probetas: Schenck de 7,52 mm $\pm 0,001$

Las probetas fueron torneadas con arranque de viruta en las últimas pasadas, en profundidades variables entre 0,025 y 0,050 mm y luego pulidas en sentido longitudinal con tela esmeril 000 y 0000.

A los efectos de asegurar la correcta dimensión de los diámetros de la zona calibrada, se utilizó un calibre fijo de **Pasa y No Pasa**, provisto por el fabricante de la máquina de ensayo empleada.

Considerando la duración de los ensayos y para proteger a las probetas del efecto corrosivo del ambiente, se cubrieron con vaselina inmediatamente después del pulido.

Fórmula de Cálculo: $\sigma_{DF} = \frac{Mf}{W_X}$, no aplicada en razón de que la máquina dispone de regla de lecturas directas de las tensiones aplicadas.

Temperatura: de 12 a 21 °C

Ciclos: 2760 c/ minuto

Ensayo: al aire.

Laboratorio: Escuela Otto Krause.

Antes de comenzar cada experiencia resulta fundamental la alineación de las probetas para evitar excentricidades que modificarían, en gran medida, los resultados.

TEMLADA Y REVENIDA

σ_1 (kgf/mm ²)	33,0	31,0	30,0	29,0	28,5	28,0	27,5
Ciclos ($\times 10^6$)	0,2709	0,4138	0,6103	0,9921	1,6236	2,5500	12,000

① **Resistencia a la fatiga:** $\sigma_{DF} = 27,5$ kgf/mm²

FUNDICION DE COLADA

σ_1 (kgf/mm ²)	28,0	27,5	27,0	26,5	26,2	26,1	26,0
Ciclos ($\times 10^6$)	0,3302	0,4907	0,7815	1,5948	2,3236	6,8792	8,5573

1 kgf/mm² = 9,806 65 MPa $\approx$ 10 MPa

② **Resistencia a la fatiga:** $\sigma_{DF} = 26,1$ kgf/mm²

RECOCIDA

σ_1 (kgf/mm ²)	28,0	27,0	26,0	25,0	23,5	22,5	22,3
Ciclos ($\times 10^6$)	0,1672	0,2755	0,3704	0,5615	1,7995	3,9876	10,250

③ **Resistencia a la fatiga:** $\sigma_{DF} = 22,3$ kgf/mm²

CURVAS DE WÖHLER

Con los valores de ensayos hemos construido las curvas correspondientes al diagrama tensiones-ciclos (Fig. 9-8).

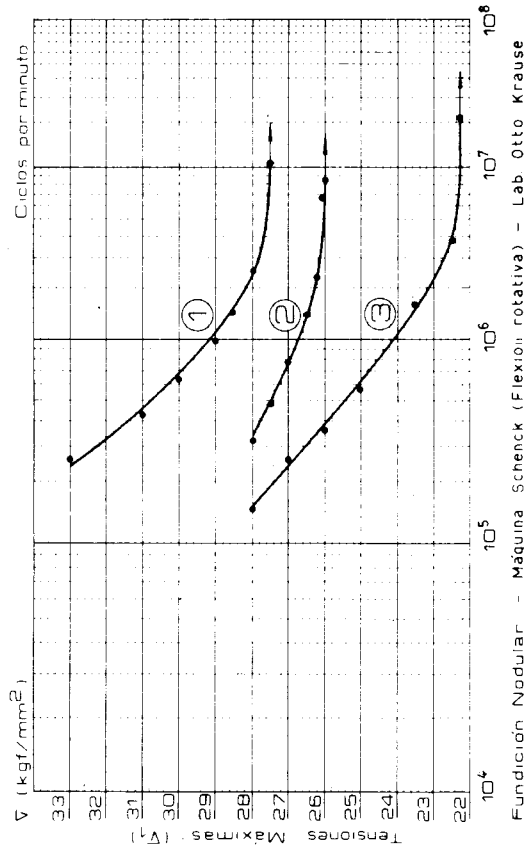


Figura 9-8. Curvas de Wöhler para distintos estados de fundición nodular.

SUPERFICIE DE FRACTURA

Las superficies de fracturas se presentan casi idénticas en todos los casos, por lo que solo reproducimos la obtenida en el material templado y revenido, figura 9-9.



Figura 9-9. Fractura por fatiga de fundición esferoidal templada y revenida en flexión rotativa.

La fractura presenta grano cristalino, granular o rugoso que se asemeja a las producidas en tracción y flexión estática de metales frágiles, por lo que a diferencia de las roturas por fatiga de los metales dúctiles y semidúctiles, que presentan características clásicas, no es fácilmente diferenciable. Visualmente no se pudo determinar la zona de comienzo de la rotura.

9.10. MÁQUINAS Y PROBETAS DE ENSAYO

Las máquinas de fatiga adoptan distintas formas y su clasificación se puede realizar según el tipo de tensiones producidas sobre las probetas, en:

(1) Máquina para ciclos de tensiones por flexión (flexión rotativa y plana).

En las máquinas de flexión rotativa se mantiene constante el momento flector aplicado al material, en cambio en las de flexión planas la probeta está sometida a un valor constante del desplazamiento, manteniendo fijo el valor del momento flector.

(2) Máquinas para ciclos de tensiones de tracción-compresión directa y de tracción intermitente o pulsatoria (pulsadores).

Estas máquinas de acción directa se emplean con valores constantes de las cargas o aplicando un valor constante de desplazamiento.

3) Máquinas para ciclos de tensiones de corte por torsión (torsión rotativa). Trabajan manteniendo constante el momento torsor aplicado.

(4) Máquinas para ciclos de tensiones de torsión y flexión.

(5) Máquinas para ensayos de fatiga por impactos repetidos.

Los ensayos se realizan por impactos repetidos pero variables para cada probeta, pudiendo obtenerse la curva de Wöhler considerando el trabajo aplicado y el número de impactos hasta la rotura o bien hasta alcanzar la máxima energía a la cual el material no rompe.

Al igual que en flexión pueden emplearse probetas entalladas para evaluar los efectos de la fatiga por impactos en materiales que trabajan en similares condiciones.

De todas las mencionadas las más utilizadas en los laboratorios son las de flexión rotativa, cuyo principio de funcionamiento es similar a la de Wöhler y las de tracción-compresión, que permiten aplicar esfuerzos axiales a baja frecuencia.

9.10.1 MÁQUINA SCHENCK PARA FLEXIÓN ROTATIVA

En máquinas similares a la de Wöhler la probeta gira en voladizo con carga en su extremo libre, ofreciendo el inconveniente que el momento flector aumenta linealmente, produciéndose la fractura en el radio de la superficie de continuidad entre el largo calibrado y la cabeza de amarre, o sea en el sector donde no solo actúan los momentos máximos, sino que además en el que los valores pueden modificarse, en gran medida, al variar el radio de la prolongación ensanchada debido al efecto de la concentración de tensiones que se produce en la discontinuidad del diámetro.

Actualmente aquellos inconvenientes se evitan utilizando máquinas en las que la probeta soporta las cargas que le son aplicadas en dos puntos, de manera de obtener la condición de momento flector constante en todo el largo calibrado, en el cual el esfuerzo de corte se anula.

Esta forma de obtener el efecto de fatiga ofrece el inconveniente de que se trata de un ensayo que afecta en mayor grado la superficie del material; sin embargo, su preferencia se justifica teniendo en cuenta que gran cantidad de mecanismos experimentan, en su empleo práctico, tensiones similares.

Por otra parte, ofrece la ventaja de que el ensayo se realiza en máquinas que pueden ser calibradas con precisión, de poco costo, simplicidad de funcionamiento y por lo tanto de fácil construcción y, además, que producen tensiones que pueden clasificarse perfectamente, como ocurre en la máquina Schenck de flexión rotativa, indicada en la figura 9-10, para frecuencia de 2800 c/minuto.

Es de hacer notar que la gran mayoría de los estudios realizados sobre fatiga se efectuaron sobre experiencias de flexión rotativa y en general se considerarán de iguales ciclos, si no se especifica el método empleado.

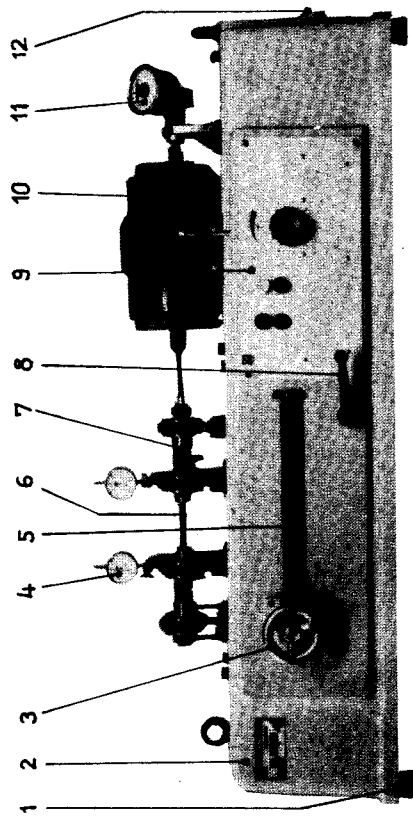


Figura 9-10. Máquina Schenck para flexión rotativa (Lab. Otto Krause).

1. Apoyos de goma.
2. Cuerpo de máquina.
3. Rueda manual para la regulación de carga.
4. Indicadores de flechas sobre cojinete de carga.
5. Escala lineal de indicación de tensiones, en cm.
6. Probeta.
7. Pinza de sujeción y cojinete portante.
8. Palanca para bloquear la carga.
9. Botón o llave de puesta en marcha.
10. Motor de accionamiento c.a 380 V 50 Hz.
11. Medidor o contador de ciclos de 0 a 99 999 900.
12. Interruptor de corriente en la fractura.

El principio de funcionamiento de la máquina Schenck se indica en forma esquemática en la figura 9-11.

La probeta se encuentra tomada en las mordazas de la máquina, las que se unen al motor y al dispositivo contador de ciclos, que en este caso es un taquímetro, el que se detiene automáticamente al producirse la rotura.

Las probetas empleadas se presentan en diversas formas y dimensiones según la máquina de ensayo a utilizar y el tipo de tensión a aplicar; en la máquina descripta se usa, para aceros, la indicada en la figura 9-11, la cual experimenta flexión pura en toda su longitud de menor diámetro, por lo que es posible calcular la tensión máxima con la fórmula que resulta de la flexión simple.

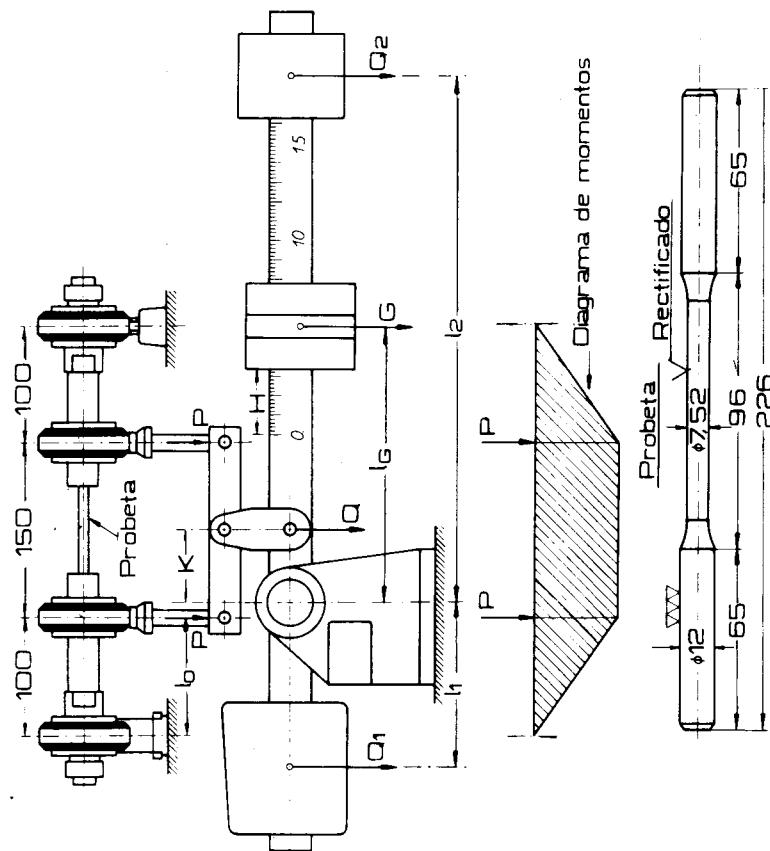


Figura 9-11. Representación esquemática y principio de funcionamiento de la máquina Schenck de flexión rotativa. Probeta para aceros.

Del esquema de la figura 9-11 es fácil deducir la manera de aplicar las cargas que al actuar sobre la probeta que gira, dan origen a la flexión rotativa, cuya tensión, aceptando su variación lineal desde el centro a la periferia de la sección del material, resulta:

$$\sigma_{DF} = \frac{Mf}{Wx} = \frac{P \cdot l_0}{Wx}$$

en la cual la única incógnita es el momento flexionante, que surge de considerar la carga P y la distancia l_0 a que se encuentra del amarre de la probeta en la máquina.

Para calcular la carga, es necesario tener presente que antes de comenzar el ensayo, el sistema de pesas y palancas deberá estar en equilibrio cuando el peso móvil G coincide con el cero de su cursor, por lo que tenemos:

$$Q_1 \cdot l_1 = Q_2 l_2 + G \cdot l_G$$

l_G será siempre la distancia del peso G al centro de rotación

Si desplazamos G en una distancia H , el sistema tiende a desequilibrarse, efecto que no se alcanza por la reacción que opone la probeta, que absorbe, mediante el sistema de palancas, la fuerza Q que lo mantiene:

$$G \cdot H = Q \cdot K$$

Si Q , cuya recta de acción coincide con el centro del material, se transmite a la probeta mediante los dos cojinetes, separados entre sí 150 mm, cada una de las cargas P en que se descompone será igual a $Q/2$, por lo que resulta:

$$G \cdot H = 2P \cdot K$$

$$P = \frac{H \cdot G}{2 \cdot K}$$

reemplazando este valor en la fórmula que nos da el momento, tenemos:

$$M_f = P \cdot l_0 = \frac{H \cdot G \cdot l_0}{2 \cdot K}$$

en la que los valores de G , l_0 y K son constantes conocidas, resultado H la única variable, que puede modificarse desplazando el peso G mediante una manivela. El valor de H se mide en la regla graduada en centímetros, que se presenta al frente de la máquina.

$$\text{Si } \sigma_{DF} = \frac{P \cdot l_0}{W_x} = H \cdot \frac{G \cdot l_0}{W_x \cdot 2K}$$

la variación unitaria de la tensión estará dada por:

$$H = \frac{W_x \times 2K}{G \times l_0} \text{ de manera que dándole a la probeta una dimensión}$$

adecuada, en este caso 7,52 mm de diámetro, es posible que a cada centímetro de desplazamiento le corresponda un incremento de tensión de 1 kgf/mm², o de 0,5 kgf/mm² para probetas de 9,48 mm de diámetro.

Intercalando pesas para variar el valor de Q , se pueden realizar ensayos con alcances máximos de 30, 60 y 90 kgf/mm².

Si como hemos explicado las variantes que más afectan a la aptitud de los metales para soportar esfuerzos cíclicos en el tiempo, resultan la corrosión, las altas temperaturas y las entallas, las máquinas de ensayos disponen de accesorios para realizar las experiencias en las más críticas condiciones, que pretenden dar información que prevenga las posibles e imprevistas roturas de los materiales en servicio.

Así la máquina Schenck en ensayos de flexión rotativa presenta equipos que permiten verificar el comportamiento de los metales bajo altas temperaturas o bien sometidos a efectos corrosivos.

El equipo para ensayos a altas temperaturas está diseñado para realizar experiencias de hasta 800 °C sobre probetas tubulares de acero y 300 °C para los metales livianos, por lo que dispone de un horno tubular bipartido de calentamiento indirecto, con termocupla para el mantenimiento de la temperatura con una tolerancia de ± 5 °C.

El equipo de corrosión está constituido por un circuito hidráulico cerrado que alimenta a un inyector que pulveriza a la solución corrosiva sobre la probeta durante el ensayo.

9.10.2 MÁQUINA UNIVERSAL MTS SERVOHIDRÁULICA

La máquina de la figura 9.12, es una universal MTS de accionamiento hidráulico servocontrolado o sistema realimentado, que le permite realizar no sólo los ensayos estáticos estándar sino que además los dinámicos de fatiga y cubrir los nuevos estudios sobre fractomecánica y relajación de tensiones.

Un sistema como el descrito está básicamente constituido por una bomba, la servoválvula y el actuador (pistón) del circuito hidráulico, la unidad de medición y la de corrección de error, formando en conjunto un ciclo cerrado de operaciones.

En nuestro caso el ciclo se cierra a través de la probeta de ensayo, como puede verse esquemáticamente en la figura 9.13; la carga es transmitida a la muestra por un actuador de doble alimentación, que permite desplazamientos del émbolo en ambas direcciones.

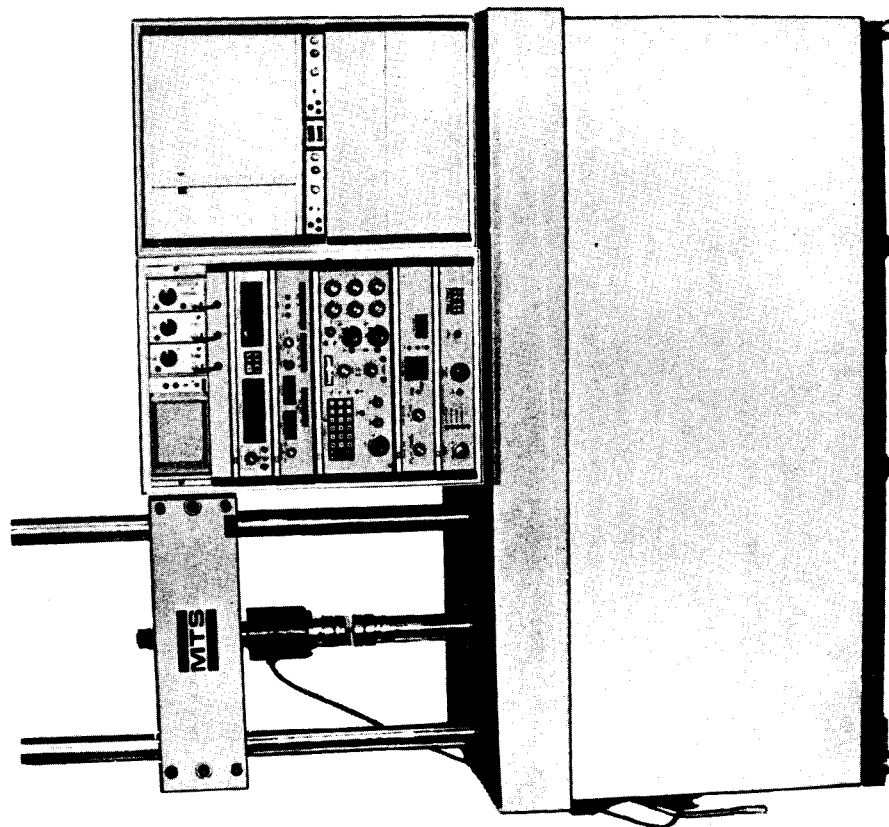


Figura 9.12. Máquina MTS de 50 kN de alcance (Lab. Otto Krause).

Una servoválvula de accionamiento electromecánico regula el flujo desde la bomba al actuador, entre las posiciones de cerrada (carga nula) hasta la de abierta o carga máxima, pasando por sucesivos estados intermedios, en función de la magnitud de la señal de control suministrada por el *módulo de entrada* y la *unidad de servocontrol*, que dispone de un selector (*set point*) para fijar el sistema en un punto de funcionamiento estático, dentro del rango de operación.

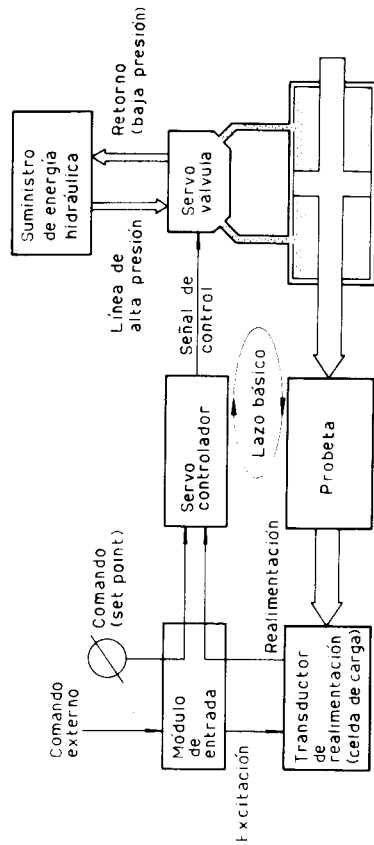


Figura 9.13. Sistema básico de funcionamiento de un circuito realimentado MTS.

La respuesta del conjunto máquina-probeta es medida por el transductor de carga (celda de carga) e incorporada al servocontrol como señal de alimentación. Esta unidad recibe las señales de realimentación junto con la de comando del set point y modifica o no la de control en función de la diferencia entre las primeras. De esta manera el sistema mantiene automáticamente a la variable controlada, en éste caso la carga, en el punto de funcionamiento elegido. La velocidad de respuesta del sistema es función directa del control de ganancia del servocontrol, sin embargo es importante tener en cuenta que el aumento excesivo del mismo aumenta la posibilidad de sobrecargas momentáneas.

El módulo de entrada permite además incorporar al ciclo señales de comando externas al mismo (de un generador de funciones), variables en el tiempo y combinadas con la del set point, con el fin de obtener una salida que reproduzca uno o varios ciclos de carga. En éste caso la señal de error será función de los valores instantáneos de la señal de comando resultante y de la de realimentación.

Por otra parte al disponer la máquina de otros dos transductores, de deformaciones de la probeta (extensómetro) y de desplazamientos del actuador (LVDT), cualquiera de las tres señales puede ser utilizada para controlar el sistema. Es así que si la variable a controlar es la deformación, la probeta experimentará alargamientos que resultarán proporcionales a la señal de comando elegida y la de realimentación será la de salida del extensómetro, mientras que la carga aplicada y el desplazamiento del actuador serán los necesarios para garantizar los niveles de deformación seleccionados.

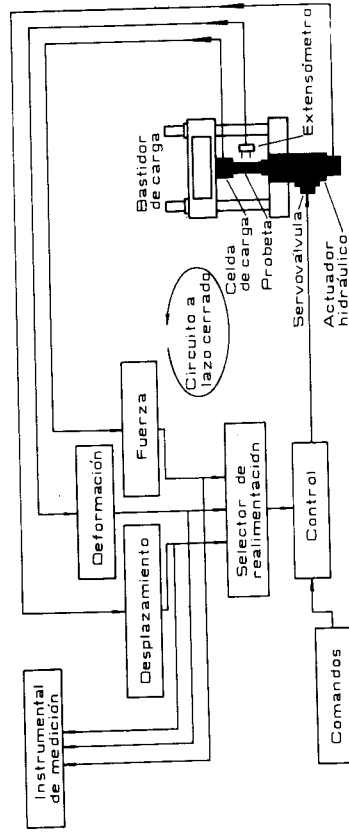


Figura 9.14. Esquema de funcionamiento de la máquina MTS de 50 kN.

En la figura 9.14, puede observarse esquemáticamente el sistema descrito, en el que los módulos de carga, deformación y desplazamiento amplifican la señal de los transductores en las unidades de lectura, de selección o control. La unidad de comando está constituida por el set point, el generador de funciones y los comandos de accionamiento del circuito hidráulico.

El módulo de control concentra la mayoría de las funciones eléctricas y resulta el vínculo de casi todos los paneles dispuestos en el bastidor principal; selecciona las variables y establece la programación estática o dinámica, fija el rango de medición, detecta valores superiores o inferiores a los niveles establecidos, etc.

El módulo generador de funciones permite la ejecución de las funciones cíclicas de frecuencias variables y lineales que se registran en un indicador digital y en un osciloscopio que en su pantalla permite analizar posibles anomalías de la programación.

Dispone además de un módulo contador de ciclos indispensable para ensayos dinámicos.

EXTENSOMETRO ELECTRICO

El transductor de deformaciones o extensómetro está diseñado para medir y controlar las deformaciones axiales de la probeta en ensayos estáticos y dinámicos con ciclos de carga o de deformación hasta frecuencias de 20 Hz, trabajando con una distancia calibrada de 25 mm y rangos máximos de ϵ de $+0,5$ para tracción y $-0,10$ en compresión.

Del tipo electromecánico utiliza cuatro strain gages de 350 ohm, montados sobre un elemento metálico, con puente de Wheatstone para medir la deformación de la probeta.

Dos brazos en cuyos extremos se encuentran las cuchillas que se mantienen en contacto con la probeta mediante la acción de sendos resortes, convierten la deformación axial del material ensayado en flexión del elemento

metálico, deformando a los calibres eléctricos de resistencia óhmica variable, provocando el cambio de su resistencia.

Por depender las deformaciones de flexión del elemento de medición, de la separación de los brazos de sostén, y al ser ésta provocada por el alargamiento o acortamiento de la probeta, el desequilibrio del puente, aunque debido a la flexión del elemento metálico, es proporcional a la deformación axial del material ensayado.

PROBETAS

Ya hemos expresado que aunque las normas sugieren las dimensiones y formas de las probetas a utilizar en ensayos de fatiga, son los fabricantes de las máquinas a emplear los que indican o imponen las características de los materiales a ensayar. En el caso de la máquina servohidráulica MTS de 50 kN, aconsejan emplear las probetas indicadas en la figura 9.15.

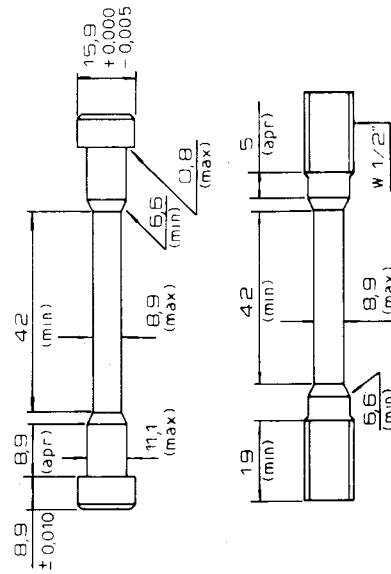


Figura 9.15. Probetas para ensayos estáticos y dinámicos por tracción-compresión.

Para máquinas de mayores alcances se utilizan probetas de contornos similares a las de la figura 9.15, con mayores dimensiones.

9.10.3 GATOS HIDRÁULICOS

En las máquinas del laboratorio de ensayo se emplean probetas especialmente construidas o pequeños elementos de máquinas o de construcciones civiles. La transferencia de los valores de ensayos obtenidos en éstas condi-

ciones, no siempre es posible, aún para iguales materiales, cuando forman parte de mecanismos o estructuras, en donde las condiciones de uso pueden variar fundamentalmente sus propiedades, tal los casos de tubos de hormigón de gran diámetro, estructuras metálicas, elementos móviles y fijos expuestos a grandes presiones y vibraciones, bastidores y cuerpos de vehículos, chasis de ferrocarriles, etc. En estas circunstancias resulta necesario disponer de equipos capaces de adaptarse a las muy distintas formas y tamaños de los elementos o conjuntos a ensayar.

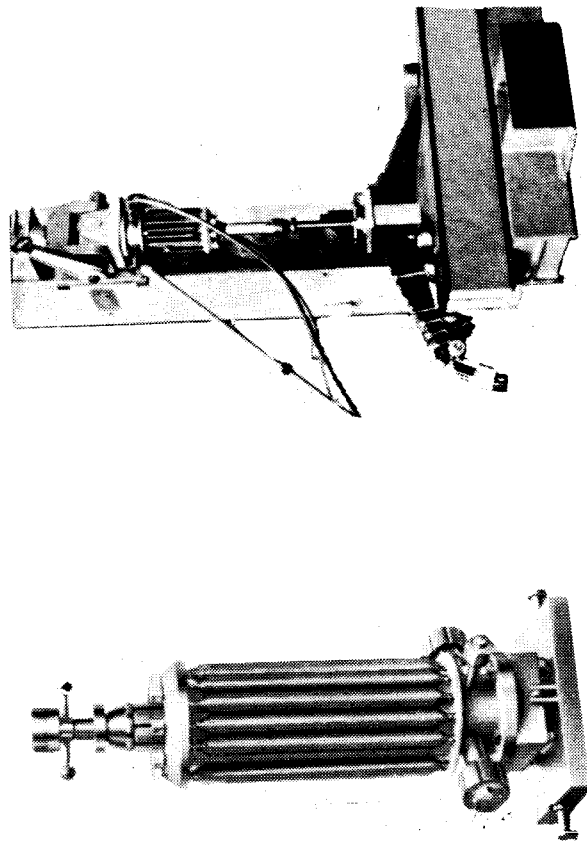


Figura 9.16. a) Gato hidráulico Amsler. b) Ensayo de amortiguador a láminas.

Se emplean para éstos casos los denominados *gatos hidráulicos*, figura 9.16a, a que en esencia están constituidos por un cilindro de pistón esmerilado sin empaquetaduras, que hace despreciable todo rozamiento. Resultan elementos de cargas estáticas o dinámicas que se complementan con equipos para producir y registran los esfuerzos y apoyos, amarres, vigas, columnas, etc. que se adaptan a las condiciones de ensayo.

La figura 9.16b, que corresponde a un ensayo sumamente simple, nos muestra el dispositivo de carga para verificar las propiedades dinámicas de un resorte de láminas. Cuando se ensayan grandes instalaciones resulta necesario el empleo de numerosos gatos accionados por pulsadores o acumuladores, pu-

diéndose obtener ciclos de tensiones sinusoidales en cualquiera de sus tipos, la frecuencia de la pulsación puede variar entre 120 y 600 c/minuto.

En la figura 9.17, indicamos esquemáticamente por gentileza de Wolper-Amsler, una instalación completa para ensayos dinámicos empleando gatos hidráulicos.

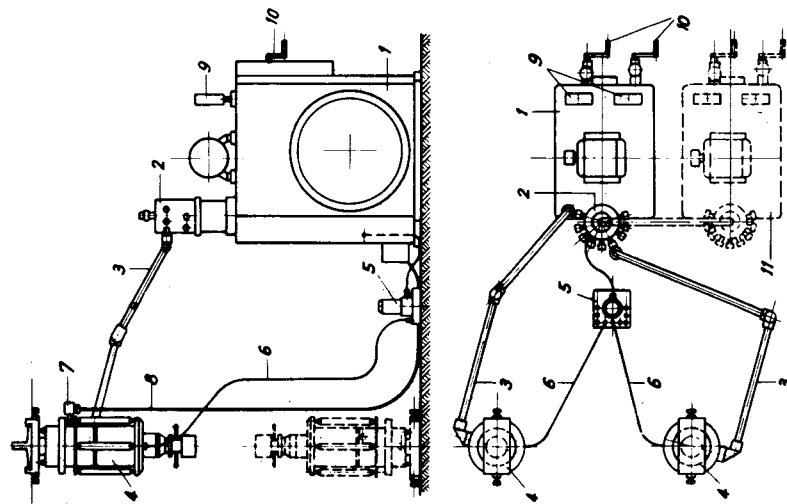


Figura 9.17. Equipo para ensayos dinámicos mediante gatos hidráulicos.

Cuando se emplean simultáneamente varios gatos hidráulicos (hasta 9) se debe disponer del distribuidor 2, montado sobre el pulsador 1. Del distribuidor el aceite a presión pasa por las tuberías articuladas 3 a los gatos 4, una para cada uno; las uniones son articuladas y rígidas para que las tuberías puedan adaptarse a todas las combinaciones posibles. Las tuberías 6 conducen el aceite a la bomba de recuperación 5 para ser enviado de retorno al pulsador.

La válvula de medición 7 se conecta, mediante la tubería 8, a los dos mántros 9 del pulsador. Sobre éste se disponen manivelas 10 que regulan los límites de la carga ondulada.

Cuando se requiere gran capacidad en los ciclos de cargas se puede conectar en paralelo un segundo pulsador 11.

Este equipo no solo permite realizar ensayos dinámicos sino que además efectuar determinaciones de fatiga adicionadas o superpuestas a tensiones estáticas.

9.11. FRACTURAS DE ENSAYO Y EN SERVICIO

Las bandas de deslizamiento que tienen lugar para altos niveles de tensión provocan deformaciones plásticas generalizadas que llevan al material a su rotura para bajo número de ciclos. En cambio para alto número de ciclos el deslizamiento produce microdeformaciones plásticas, que se acrecientan con los ciclos aún bajo pequeñas cargas, hasta provocar fisuras en matrices de deformaciones elásticas; el debilitamiento de la sección afectada lleva a la rotura del metal por arrancamiento (rotura frágil).

Las roturas por fatiga de alto número de ciclos pueden producirse con propagación subcrítica debido a la extensión de la fisura dúctil ya sea por corrosión, por fragilidad debida a hidrógeno, por entalla, etc.

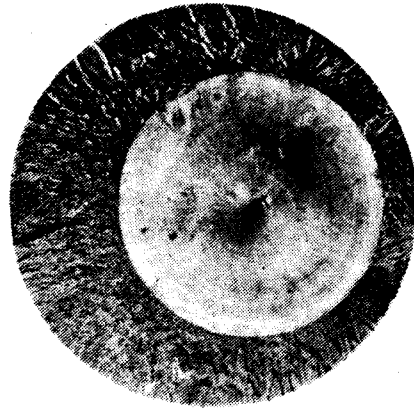


Figura 9.18. Acero forjado: fatiga por tracción. ASM.

La fotografía de la figura 9.18, corresponde a la rotura por fatiga de un pistón perteneciente a un martillo de vapor, obtenido por forjado. El material es un acero de C: 0,26 0/o, Cr: 1 0/o, Ni: 0,87 0/o y Mn: 0,70 0/o, mejorado superficialmente (HRC 17 y 24 en el núcleo y en la superficie respectivamente).

La fractura producida por tracción no presenta superficie de concentración de tensiones, iniciándose la grieta en cualquier punto de la sección de menor dureza. En este caso la fisura inicial se formó en un defecto de forjado, creciendo desde prácticamente el centro hacia afuera simétricamente.

En metales de forma prismática es común que las fisuras se inicien en las esquinas de las secciones transversales, favorecidas por imperfecciones de maquinado. La rotura indicada en la figura 9.19, de un acero de 0,45% de C producida por flexión con bajo número de ciclos, certifica lo expuesto.

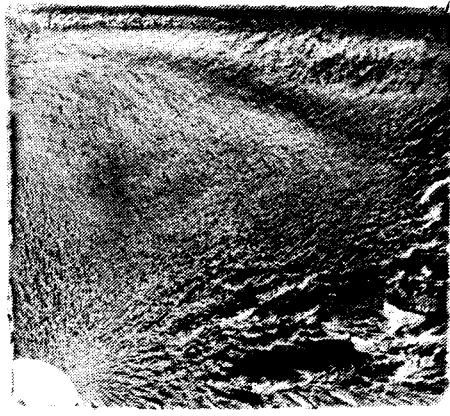


Figura 9.19. Acero: fatiga por flexión de bajo número de ciclos.

Se observa una fina textura de la grieta de fatiga en el córner superior izquierdo, con rotura en forma catastrófica y pequeños bordes de deslizamiento en la parte superior y lado derecho.

La figura 9.20 corresponde a la rotura por flexión invertida experimentada por una pieza de acero de alta calidad perteneciente a una máquina neumática. Las áreas claras corresponden a las zonas de fatiga, las fisuras se iniciaron en un ángulo extremo; las zonas oscuras resultan las clásicas de rotura frágil o de arrancamiento, que tiene lugar sin deformación de la pieza.

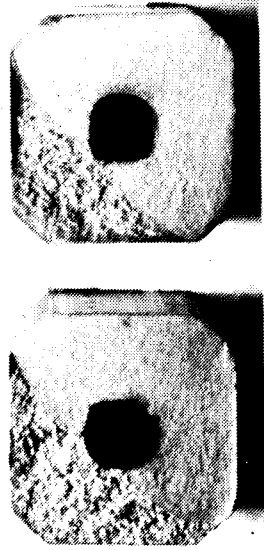


Figura 9.20. Acero: fatiga por flexión invertida.

Cuando el material presenta concentradores de tensiones se producen múltiples orígenes de fisuras que se unirán en el tiempo para formar un solo frente de falla, tal como se observa en la figura 9.21, que corresponde a un acero SAE 1050 con entalla, al que se le aplicó una carga de flexión invertida. Las flechas indican que fueron varios los orígenes de las fisuras de fatiga, llegando a la fractura rápida en la zona A.

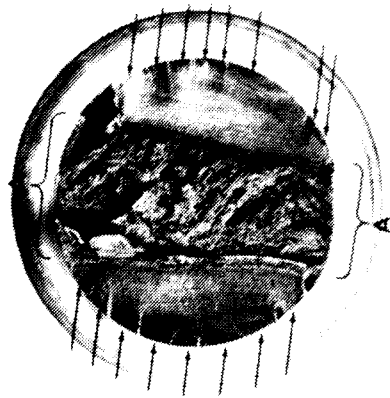


Figura 9.21. Acero entallado: fatiga por flexión invertida. ASM.

La figura 9.22 muestra los efectos de fatiga producidos en una pieza de acero para herramientas, con un agujero casi concéntricamente hacia la periferia. La iniciación de la fractura se debe a la distorsión del diámetro interior de la herramienta.

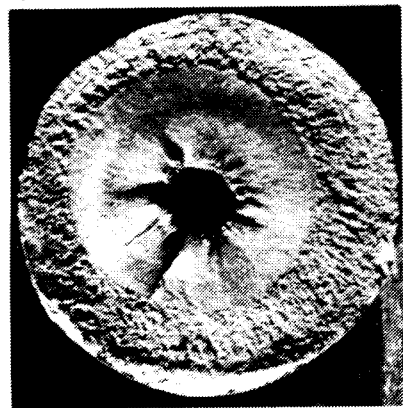


Figura 9.22. Acero para herramientas: fatiga en agujero central.

La figura 9.23 (C. Lipson y G. Jacoby) da una referencia de las posibles fallas por fatiga según el tipo de tensión aplicada y geometría de la pieza.

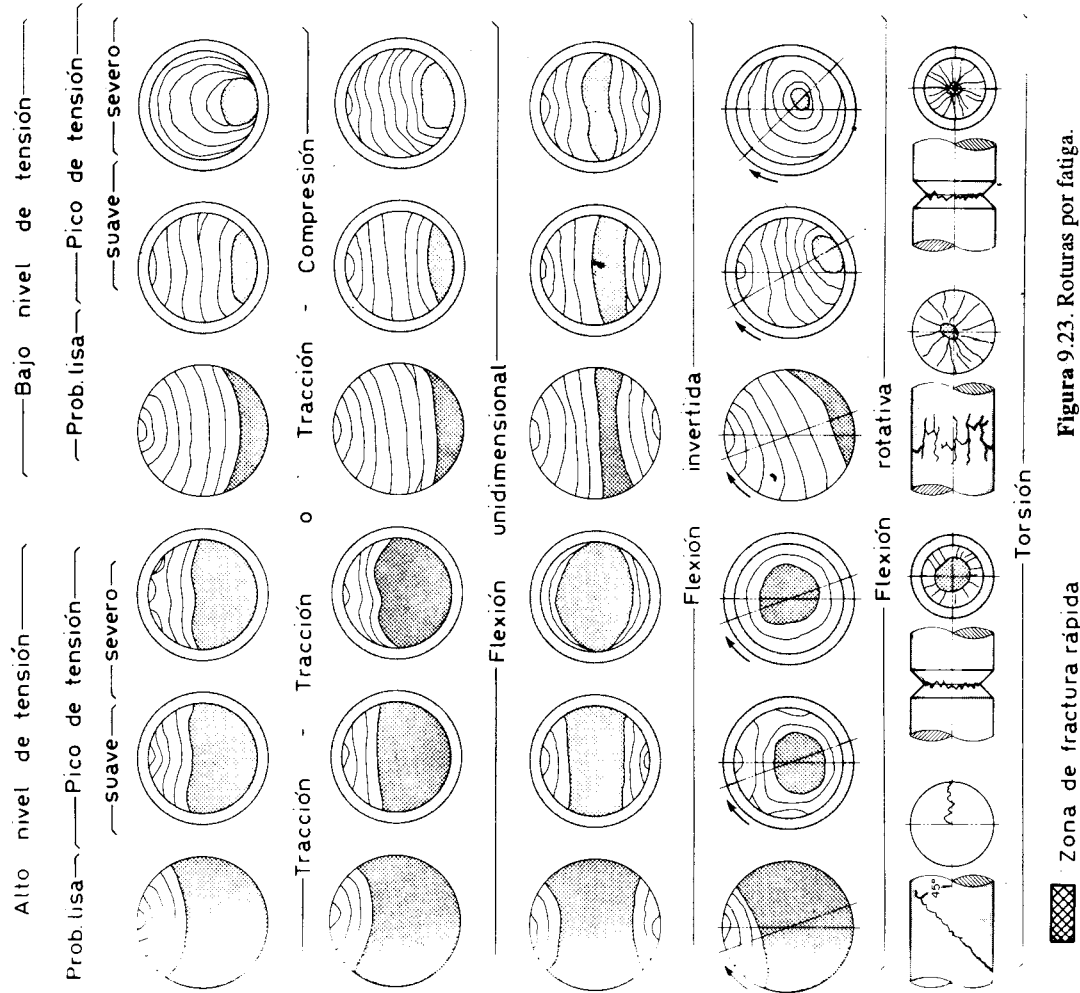


Figura 9.23. Roturas por fatiga.

Las marcas o bandas de deslizamiento que presenta las secciones permiten determinar la zona del inicio de la fisura, a partir de la cual se podrán deducir las causas que llevaron al material a su fractura.

Las fotografías de la figura 9.24 (2730 x), que fueron obtenidas por transmisión microscópica electrónica (TEM: Transmission Electron Microscope), corresponden a aluminio 2014 T6.

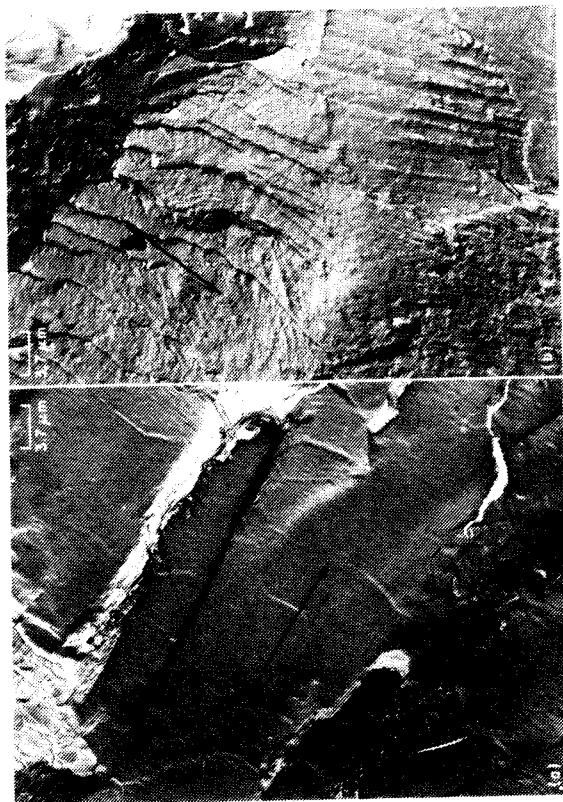


Figura 9.24. Fotografías (2730 x) de áreas de fatiga de un disco de compresor de uso aeronáutico.

En la fotografía a se observan estrías de fatiga finas, uniformes y bien definidas en un área de fractura donde la velocidad de crecimiento de la grieta fue de 3,4 micro pulgadas por ciclo, en cambio en la b se definen escalones del tipo de clivaje grueso con un área de fractura donde la velocidad de crecimiento de la grieta fue de 1,2 micro pulgadas por ciclo.

Registro Patrimonial F.R.I.P.	
INVENTARIO	
Fecha:	03-05-66
Nº Inv:	27274-000-105
Firma:	C. L. S.

DUREZA

10.1. DUREZA

La necesidad, en algunos casos, de tener que determinar las características mecánicas más importantes de los metales en forma rápida y en experiencias no destructivas, que permitan ser realizadas aún en piezas ya elaboradas, sumado al conocimiento que debe tenerse sobre las variaciones en las propiedades de los metales tratados térmicamente, ha incrementado el empleo de los ensayos denominados de dureza.

Si bien es cierto que de la palabra dureza surge inmediatamente una propiedad característica de cada material, la gran variedad de los métodos propuestos para su determinación y el diferente sentido físico de los posibles valores a obtener, hace difícil adoptar una definición de dureza con referencia a las propiedades mecánicas de los metales que resulte válida para todos ellos. Sin embargo y en base a los métodos de uso corriente en los laboratorios de ensayos, podemos definirla como *la mayor o menor resistencia que un cuerpo opone a ser rayado o penetrado por otro, o bien será la mayor o menor dureza de un cuerpo respecto a otro tomado como elemento de comparación.*

La determinación de la dureza por cualquiera de los posibles procedimientos a adoptar, nos dará una idea muy aproximada de la resistencia del material a la tracción, de la intensidad del tratamiento térmico y de su aptitud al desgaste y mecanizado.

Los primeros métodos de determinación de la dureza de los materiales se deben a Réaumur, Pansner, Mobs, Franz, Martens, etc.

El método de Réaumur (1722), figura 10.1, consistía en presionar entre sí y en forma normal, a las aristas del ángulo de 90° de dos prismas de bases triangulares, constituido por el material cuya dureza se quería determinar y por otro más o menos conocido.

La determinación era relativa y resultaba de la comparación de las marcas producidas en los prismas.

Este método de dureza por penetración fue, sin duda alguna, el precursor de los hoy conocidos, que permiten determinar

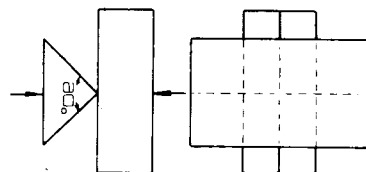


Figura 10.1. Método Réaumur de dureza por penetración.

características de los metales sin recurrir a otro tipo de ensayo.

R. A. F de Réaumur en 1733 y R. Pansner en 1813 fueron los primeros en usar para la determinación de la dureza el método de rayado y posteriormente F. Mohs, en 1820, confeccionó una tabla con 10 minerales en la que uno de ellos puede ser rayado por los que le siguen y a su vez rayar a los que le anteceden.

Tabla de Mohs

1. Talco	6. Feldespató
2. Yeso	7. Cuarzo
3. Caliza	8. Topacio
4. Espato Fluor	9. Zafiro o corindón
5. Apatita	10. Diamante

El cuarzo, por ejemplo, séptimo en la tabla, puede ser rayado por el topacio, zafiro y diamante y rayar desde el talco al feldespató.

Como los 10 elementos de la tabla son perfectamente conocidos, ella permite determinar la dureza de otros materiales, ocupando el plomo una posición 1,5; aluminio y estaño 2; bismuto 2,5; cobre, plata y oro 2,5 a 3; antimonio 3,5; platino y acero dúctil 4 a 5; acero duro 6,5 y acero templado 8.

Esclerómetros

En 1850 R. Franz construyó la primer máquina de ensayo para medir la dureza en minerales (esclerómetro), basando su principio de funcionamiento en la determinación de las dimensiones del surco que producía en el material una punta de acero o diamante, cuando se deslizaban sobre aquel bajo una determinada carga. Con la punta de acero fijó la dureza hasta el cuarzo de la escala de Mohs y con el diamante la de los restantes.

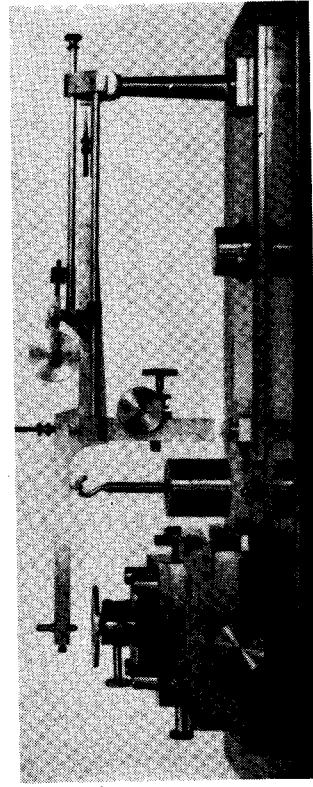


Figura 10.2. Esclerómetro de Martens, construido por el creador del método. Lab. de Ensayo de Materiales, Escuela Otto Krause.

Sin embargo, la primer máquina utilizada para «medir» la dureza en los metales se debe, a A. Martens (1889) - figura 10.2, y su empleo se asemejaba al esclerómetro de Franz, con preestablecidas condiciones de ensayo. Así la dureza se fijaba por la carga en gramos que, actuando sobre un penetrador de diamante cónico a 90°, producía un surco en el material de 0,01 mm. de ancho.

En estas condiciones el plomo presenta una dureza Martens de 16,8 grf, el cobre 37 grf, el acero dúctil o maleable 73 grf y el resistente 145 grf. En general, la carga a aplicar para producir el surco especificado nunca excedió de 150 grf.

Esta muy pequeña síntesis de datos, que podríamos llamar históricos, no sólo nos indican que los métodos de dureza están asociados al descubrimiento de muchos minerales, sino que además las primeras máquinas tuvieron su origen coincidentemente con la aplicación de las nuevas tecnologías en el orden industrial, para la obtención y elaboración de los metales.

Actualmente son varios los criterios seguidos sólo haremos mención a los que estimamos más importantes o por estar generalizados.

10.1.1 MÉTODOS DE DUREZA

Si bien son muchas las propiedades de los metales relacionadas directa o indirectamente con el concepto de dureza, todas dependen de las características de la deformación plástica del material.

En general los distintos métodos de ensayo se adoptan de acuerdo a la prioridad de la propiedad que se desea determinar, pudiéndose clasificar en:

Ensayos estáticos de penetración

Fijan la dureza de los metales por la resistencia que oponen a la penetración de una bolilla de acero o de carburo, o bien a un diamante cónico o piramidal, midiéndola como la relación entre la carga aplicada al penetrador y el área o profundidad de la impresión producida.

Ensayos de rebote (dinámicos)

Consisten en medir, sobre una escala normalizada, la altura del rebote de una bolilla de acero de masa conocida, cuando golpea sobre la superficie del material a ensayar al caer, por gravedad, desde una altura fija; método Shore.

Ensayos de rayado

Miden el ancho de la estría o surco que deja un penetrador, usualmente de diamante, cuando es deslizado sobre la superficie de ensayo en condiciones de carga normalizadas; método Bierbaum. (ensayos mineralógicos).

Ensayos de abrasión o desgaste

Determinan la dureza por la velocidad de desgaste o por el desgaste, cuando actúan sobre el material a ensayar, discos o abrasivos granulares, ambos de características normalizadas.

10.1.2 ENSAYOS DE PENETRACIÓN

Estos métodos, generalizados para metales, definen la dureza como la resistencia a la penetración ante cargas concentradas que generan deformaciones plásticas confinadas, es decir la resistencia que opone un material a una deformación plástica preestablecida al ser punzonado por un determinado penetrador.

El análisis del fenómeno de penetración lo circunscribiremos a penetradores esféricos, cónicos y piramidales, por ser los utilizados en los métodos normalizados. Si al penetrador en contacto con una superficie plana le aplicamos una carga, se origina en el material un campo triaxial de tensiones por la compresión que experimenta, que en una primera instancia genera un régimen de deformaciones elásticas, obteniéndose un volumen elásticamente deformado cuyo frente de deformaciones avanza debajo del penetrador a medida que crece la presión transmitida.

Con mayor valor de carga surgen las deformaciones plásticas en la región próxima a la superficie de contacto, para luego propagarse hasta abarcar toda la zona circundante a la impresión, con deformaciones decrecientes en las zonas más alejadas, figura 10.3.

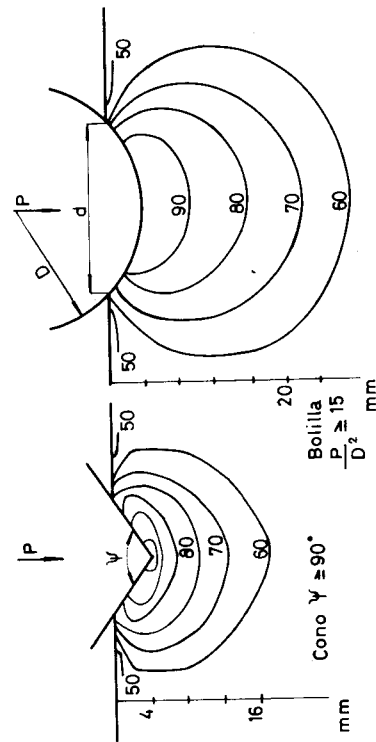


Figura 10.3. Campo de deformaciones plásticas en las secciones longitudinales endurecidas por deformación, con empleo de penetradores cónicos y esféricos (Medición en Dureza Vickers: HV)

La distribución de deformaciones, medidas por el grado de endurecimiento por deformación en frío, en cualquier plano longitudinal que contenga a la impresión, demuestra la fuerte dependencia del campo de deformaciones con la forma del penetrador en la región de grandes variaciones plásticas (mayores del 7 %).

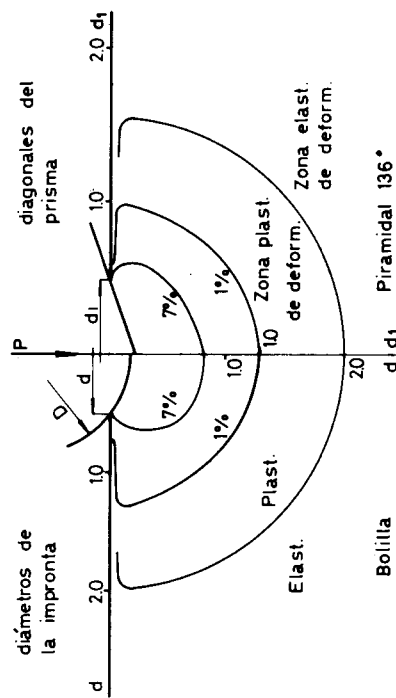


Figura 10.4. Zonas de deformaciones plásticas y elásticas producidas por penetrador esférico y piramidal (H. O'Neill).

Para menores deformaciones el campo tiende gradualmente a distribuciones circunferenciales cualquiera sea la forma del penetrador utilizado, siendo prácticamente independiente de éste para deformaciones iguales o menores del 1 %, mientras que el límite entre los regímenes elástico y plástico presenta una periferia que nace en los bordes de la impresión y se extiende en el material en forma de área circular, a distancias del centro de la impronta de 1,5 a 2 veces su diagonal o diámetro, como se indica en la figura 10.4.

Los niveles de deformación indicados en la figura corresponden a "estados de plasticidad total", las zonas adyacentes a las deformaciones plásticas estarán afectadas por variaciones elásticas, pudiendo estimarse que la deformación plástica equivalente que se produce en el campo deformado está definida por el ángulo de penetración o de abertura (α) de la impresión, figura 10.6.

Para penetradores esféricos se puede expresar la deformación equivalente directamente en función de la relación de penetración (d/D):

$$\varepsilon = 0,2 \frac{d}{D} \quad \text{en la que} \quad \frac{d}{D} = \sin \frac{\alpha}{2}$$

relación empírica propuesta por D. Tabor (1951), donde: D = diámetro del penetrador; d = diámetro de la impronta; α = ángulo de penetración.

Cuando este estado es alcanzado se ha comprobado experimentalmente que la correlación entre la presión media que el penetrador transmite al material a través de la superficie de contacto (p_m) y la deformación permanente inducida, medida por la relación o ángulo de penetración, resulta equivalente a la correlación α - ϵ_{real} en compresión uniaxial cuando se la refiere a la componente plástica de la deformación real ($\epsilon_p = \epsilon_{rp}$), figura 10.5.

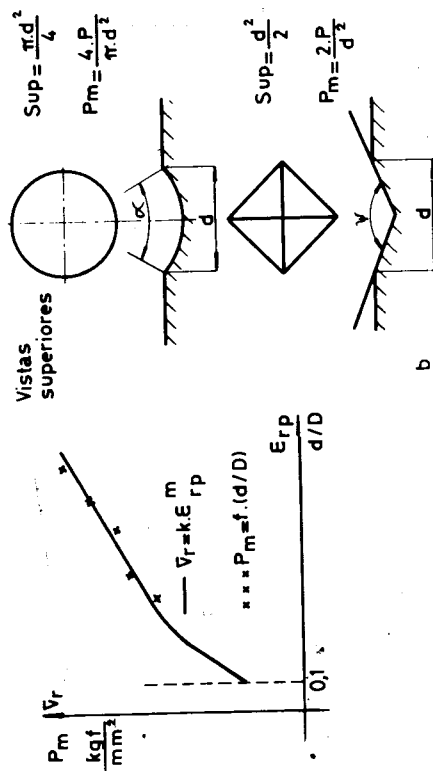


Figura 10.5. a) Tensión real para deformaciones plásticas en campo uniaxial - Variación de la tensión media en función de d/D .

b) Áreas proyectadas para penetradores esféricos y piramidales.

La presión media resulta de considerar la carga aplicada por unidad de área proyectada:

$$P_m = \frac{\text{Carga}}{\text{Superficie Proyectada}}$$

la que en forma genérica para penetradores esféricos, piramidales y cónicos, resulta:

$$P_m = B \left(\frac{P}{d} \right) \quad B = \text{constante de la sección proyectada}$$

La correlación $p_m - (d/D)$ puede expresarse en términos de carga y deformación como:

$$P = a \times d^{n'} \quad \text{Ley de Meyer (1908)}$$

para relaciones de penetración: $0,1 < \frac{d}{D} < 1 \quad \therefore n' = n + 2$

P : carga aplicada en kgf

d : diámetro o diagonal permanente de la impronta en mm

a : constante función de la resistencia a la penetración

n' : exponente de acritud por endurecimiento (prácticamente independiente del diámetro del penetrador).

El exponente n' es una constante del material de igual significado que el exponente de endurecimiento n (tracción: $\sigma_r = K \times \epsilon_p^n$) y varía de 2 a 2,7 para la mayoría de los metales.

Por el contrario el valor de a depende del material y de la forma y dimensiones del penetrador, en el caso particular de penetradores esféricos dependerá de su diámetro, disminuyendo con su aumento. De varios ensayos con distintos D se verificaron las siguientes relaciones constantes.

$$A = a_1 D_1^{n'-2} = a_2 D_2^{n'-2} = a_3 D_3^{n'-2} = \dots = a D^{n'-2}$$

reemplazando en la ley de Meyer y operando se tiene:

$$\frac{P}{d^2} = A \left(\frac{d}{D} \right)^{n'-2} \quad y \quad \frac{P}{D^2} = A \left(\frac{d}{D} \right)^{n'}$$

expresiones que establecen que para un estado de deformación predeterminado (la relación de penetración debe ser constante) las improntas resultan *geométricamente semejantes*, figura 10.6a y la presión media transmitida por un penetrador esférico es independiente de su diámetro, con la condición que

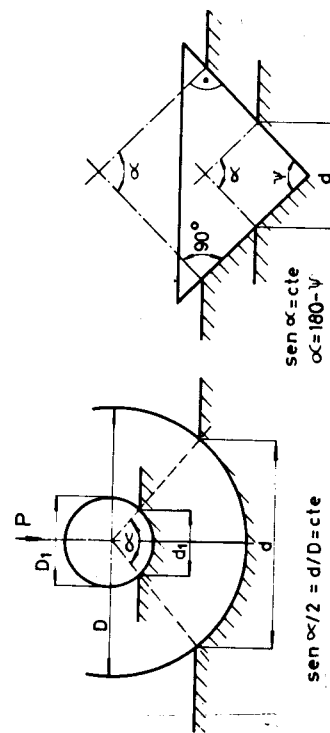


Figura 10.6. Impresiones geoméricamente semejantes.

la relación P/D^2 permanezca Constante.

Por otra parte con el empleo de penetradores cónicos y piramidales, que presenten un definido ángulo del vértice (ψ), las improntas resultan siempre semejantes por obtenerse, para cada caso, el mismo ángulo de penetración (α), figura 10.6b. Con éstos penetradores y para ángulos ψ de 60 a 150°, la presión media transmitida es prácticamente independiente de la carga de ensayo.

Por lo expuesto surge que cualquiera que resulte la forma del penetrador, la presión media es un excelente estimador de la Resistencia a la Penetración de un material, si se garantizan configuraciones semejantes de las deformaciones plásticas entre diferentes ensayos, figura 10.7.

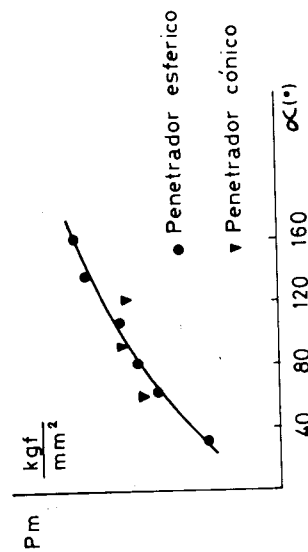


Figura 10.7. Presiones medias obtenidas con penetradores cónicos y piramidales.

En general el valor de dureza así determinado surge del promedio de la medida de las diagonales o de dos diámetros normales entre sí y se la identifica de acuerdo al tipo de penetrador utilizado como:

$$HC = \frac{4P}{\pi d^2} \quad \text{Dureza Cónica (Penetrador Cónico)}$$

$$\text{Dureza: } H = P_m \text{ (kgf/mm}^2\text{)} \quad HP = \frac{2P}{d^2} \quad \text{Dureza Piramidal (Penetrador Piramidal)}$$

$$HM = \frac{4P}{\pi d^2} \quad \text{Dureza Meyer (Penetrador Esférico)}$$

Es decir que la dureza (H) se la calcula por la presión media efectiva expresada en kgf/mm^2 , designándose al valor obtenido como "Número de Dureza".

En síntesis los valores de dureza medidos en diferentes condiciones de ensayos o mediante distintos métodos difieren entre sí debido a:

- modificación de los volúmenes de material afectados por el flujo plástico, aún en el estado de plasticidad total, para un mismo material y penetrador al variar la relación constante que impone la semejanza geométrica.
- por cambio en las condiciones de flujo con las formas de los penetradores.

Si bien las posibles causas que afectan a la dureza son las enumeradas también influye, aunque en menor cuantía, la variación del coeficiente de rozamiento entre la superficie de ensayo y los distintos penetradores.

Efectos de la Fricción

Si consideramos que durante un ensayo la superficie del material en la zona de contacto con el penetrador experimenta un deslizamiento sobre éste, y que si bien la carga transmitida se la acepta macroscópicamente distribuida, cuando en realidad corresponde a la resultante de múltiples contactos microscópicos entre el material y el penetrador, es evidente que la deformación total se verá afectada por la rugosidad de las partes en contacto.

Por la fricción y en el campo de deformaciones plásticas se generan fenómenos secundarios de adherencia y de "microsoldaduras de contacto" en las superficies metal-penetrador, que normalmente son despreciables con el empleo de los penetradores estándar (normalizados).

En general en la medida que aumenta el rozamiento, ya sea por una mayor rugosidad de la probeta o por pérdida de lubricación, la presión media necesaria para producir una deformación preestablecida se incrementa no sólo por el cambio en las condiciones de flujo (la mayor rugosidad aumenta el efecto de confinamiento), sino también por la modificación del gradiente del campo de tensiones (una mayor lubricación atenúa el efecto de concentración de deformaciones).

Estos efectos son genéricos y dependientes de la forma y material del penetrador, siendo más importantes en penetradores cónicos y piramidales que en los esféricos como resultado del efecto de forma, y en penetradores de acero con respecto a los de diamante.

Experimentalmente se ha comprobado que el efecto de la fricción produce un aumento del 6 al 8 % en la presión media real de ensayo con respecto a las condiciones ideales de flujo y que para Coeficientes de Rozamiento μ menores

a 0,2 su efecto es despreciable a los fines experimentales.

En condiciones estándar de trabajo con superficies rectificadas o pulidas y sin lubricación, μ varía de 0,10 a 0,15 para la mayoría de los metales cuando se utilizan penetradores de diamante y de 0,20 a 0,25 para los de acero o de carburos, sin embargo al aumentar la rugosidad de las superficies el rozamiento se acrecienta significativamente.

Por lo expuesto la adecuada estimación de la dureza impone atenuar el efecto de la fricción, mejorando simultáneamente el acabado superficial de la muestra y la lubricación; debiendo corregirse además los resultados con el coeficiente de rozamiento real resultante en cada caso.

Según este criterio la ecuación de Hankins válida para penetradores cónicos de 90 a 120 ° de ángulo del penetrador (Ψ), corrige los resultados de ensayo por:

$$HC \text{ (corregido)} = \frac{1}{1 + \mu \cotg \Psi} = HC \text{ (medido)}$$

Es de resaltar que en condiciones normalizadas de ensayos las probetas y los penetradores permanecen libres de lubricantes, a condición de que la superficie de la muestra esté perfectamente pulida.

De los múltiples estudios realizados en Ensayos de Penetración sólo nos referimos a los de mayor uso en los laboratorios industriales: Brinell, Rockwell estándar y superficial, Vickers estándar y a los de microdureza Vickers y Knoop, los que por resultar empíricos deben emplearse siguiendo rigurosamente las especificaciones normalizadas (normas ASTM, DIN, etc.).

10.2. DUREZA BRINELL

El método de dureza por penetración propuesta por John August Brinell en el congreso de la "Asociación Internacional para el Ensayo de Materiales" en París en 1900, que relaciona la carga aplicada a un penetrador esférico con la superficie de la impresión producida, resulta aún hoy uno de los de mayor uso por su campo de aplicación para determinar, en forma rápida y a bajo costo, características mecánicas de una gran gama de aceros, fundiciones y aleaciones del cobre y aluminio.

En el desarrollo teórico y en la fijación de las variables a tener en cuenta en un ensayo de dureza Brinell (diámetro del penetrador - carga y tiempo), surgen algunas premisas que en su momento no fueron consideradas por el creador del método y que luego se adoptaron para posibilitar la comparación de los valores obtenidos en materiales metálicos, de igual o distinta naturaleza, que presenten además diferentes dimensiones.

Si bien Brinell consideró como único penetrador una bolilla de acero de 10 mm de diámetro y cargas de 3000 kgf para aceros y de 500 kgf para metales "blandos", las necesidades comparativas hizo necesario ampliar las posibilidades del método a partir de las experiencias de Meyer (1908).

La penetración de la bolilla de acero duro a la que se le aplica una carga preestablecida durante un cierto tiempo, produce en el material una impresión o impronta que por resultar teóricamente un calco de la porción de esfera que penetra, corresponderá a un casquete esférico, figura 10.8.

La dureza, denominada "*Número Brinell*", se obtiene de dividir la carga aplicada por la superficie de dicho casquete; resulta por lo tanto una tensión convencional, considerando que la tensión media es aquella que relaciona a la carga con el área proyectada de la impresión ($\pi \times d^2/4$).

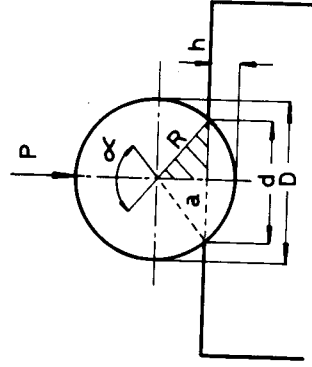


Figura 10.8. Parámetros de ensayo de dureza Brinell.

$$HB = \frac{P}{S} = \frac{P}{\pi \times D \times h} \quad (\text{kgf/mm}^2)$$

en la que la profundidad de penetración h resulta la única variable medida en el esférómetro montado en la máquina de ensayo, figura 10.9.

La penetración de la bolilla (h) se mide con la carga aplicada, para asegurar un buen contacto entre ésta y el material, debiendo efectuarse la lectura rápidamente debido a que el tiempo de aplicación de aquélla es muy breve.

Para evitar determinaciones que por su rapidez puedan resultar erróneas, el número Brinell se calcula partiendo del diámetro de la impresión, que ofrece mayor facilidad y garantiza la exactitud de medición al poder realizarse las veces que se estimen necesarias y en los aparatos más convenientes.

De la figura 10.8 resulta $h = \frac{D}{2} - a$, donde a es un cateto del triángulo rectángulo rayado.

$$h = \frac{D}{2} - \frac{1}{2} \sqrt{D^2 - d^2} = \frac{1}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2})$$

$$HB = \frac{P}{S} = \frac{P}{\pi \times D \times h} = \frac{P}{\pi \times D \times \frac{1}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

$$HB = \frac{2P \text{ (kgf)}}{\pi \times D \times (D - \sqrt{D^2 - d^2}) \text{ (mm}^2\text{)}} = 0,102 \frac{2P \text{ (N)}}{\pi \times D \times (D - \sqrt{D^2 - d^2}) \text{ (mm}^2\text{)}} \text{ (kgf/mm}^2\text{)}$$

Es importante destacar que en todos los casos los valores de dureza deben expresarse en las unidades indicadas, designándose, aunque no se haga mención de las mismas, al valor de ensayo como "Número Brinell".

Para medir el diámetro de la impresión o impronta se exige una precisión de 0,01 mm, por lo que es necesario el empleo de un microscopio de 20 a 50 x.

El diámetro se obtiene midiendo el desplazamiento lateral que se debe efectuar con el microscopio para verificar la tangencia del retículo del mismo, en dos posiciones diametrales, con el borde de la impresión; dicha medición se realiza por diferencias de lecturas sobre una regla montada en el aparato que cuenta con un vernier a tambor, solidario con un tornillo micrométrico que desplaza a la lente, el que permite obtener la apreciación requerida.

Para simplificar esta operación, otros aparatos presentan el retículo graduado, por lo que sólo será necesario colocar el cero del mismo tangente a un borde, efectuándose la lectura del diámetro mediante la tangencia de una de las divisiones con el borde opuesto.

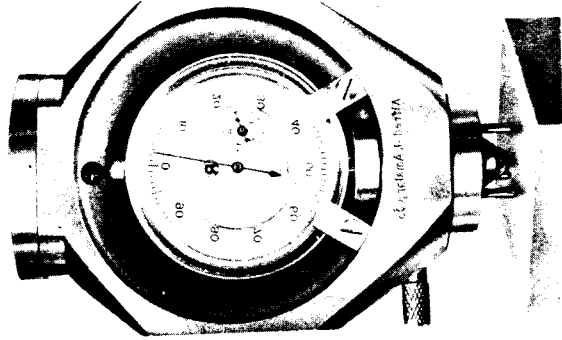


Figura 10.9. Esferómetro Amstler para la medición de la profundidad de penetración.

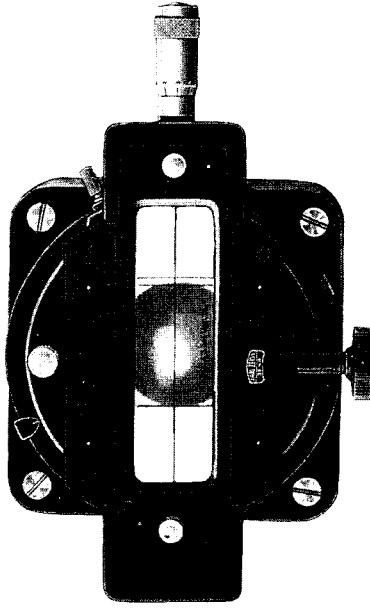


Figura 10.10. Microscopio con sistema óptico de lectura directa del diámetro de la impresión.

El valor del diámetro de la impresión se obtendrá del promedio de dos lecturas efectuadas en direcciones normales entre sí.

Como en algunos materiales la penetración de la bolilla origina una elevación o lomo en el borde de la impresión (hierro, cobre) y en otros una depresión (algunos bronce), la dureza calculada en base a la flecha no coincide con la obtenida con el diámetro de la impresión, debido a que, como indica la figura 10.11, la flecha h medida en esos casos no corresponde al casquete cuyo diámetro de impresión es d . En las figuras se observa que la igualdad de aquellos valores correspondería al diámetro d_1 de imposible determinación exacta en forma práctica.

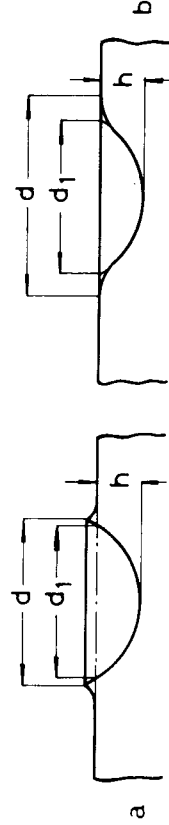


Figura 10.11. Impresiones Brinell con borde: a) en elevación; b) en depresión.

Otro de los factores que hace que los valores de dureza no coincidan, se debe al hecho de que la determinación de la flecha se realiza, como vimos, con la carga aplicada, no teniendo en cuenta por lo tanto la deformación elástica de la bolilla, que sumada a la recuperación elástica del material al cesar el esfuerzo modifican, aunque muy parcialmente, la geometría de la impresión.

Por lo expuesto y si bien es de suponer que la penetración de la bolilla no reproduce exactamente a un casquete esférico, las normas adoptan como única forma de cálculo de la dureza Brinell la que resulta en función del diámetro de la impresión d .

10.2.1 ENSAYOS COMPARABLES

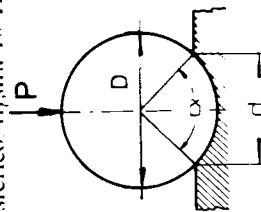
a) CONDICIONES GENERALES DE COMPARACIÓN

Plasticidad total - Semejanza geométrica

Si como hemos visto la resistencia a la penetración varía con la sollicitación y el penetrador, la dureza será función de la carga de ensayo y del diámetro de la bolilla empleada.

Experimentalmente se ha comprobado que el número Brinell, para un mismo material y penetrador, aumenta y luego disminuye si se aplica cargas de valores crecientes.

Tratándose de un método empírico y considerando lo expuesto, las durezas obtenidas sólo son comparables cuando se generan "*Zonas de Plasticidad Total*" a partir de las superficies de las impresiones, figuras 10.3. y 10.4. y si surgen de iguales configuraciones ("*Condición Geométrica*"), figura 10.6. que se cumple cuando se producen imprints geoméricamente semejantes o, lo que es lo mismo, cuando el ángulo α de abertura del casquete esférico figura 10.12., resulta igual en todos los casos.



Condición de semejanza geométrica: $\alpha = \text{cte}$

$$\text{sen } \frac{\alpha}{2} = \frac{d}{D} = \text{Constante}$$

Figura 10.12.

b) CONDICIÓN DE COMPARACIÓN PARTICULAR DE ENSAYO

Constante de ensayo

La condición de Semejanza Geométrica exige, a los efectos comparativos, que utilizando un mismo o distintos penetradores sobre materiales de diferentes propiedades, se obtengan en todos los casos una misma abertura del casquete esférico ($d/D = \text{Cte}$), objetivo que impone ir modificando los valores de cargas hasta cumplir en cada determinación con la condición impuesta, tarea que resulta irrealizable y que desvirtuaría la bondad del método Brinell.

Para determinar las cargas de ensayos en forma rápida, en base a los materiales y sus espesores, se las relacionan con los diámetros de los penetradores, imponiendo en todos los casos que esté contemplada la igualdad geométrica.

Para lograrlo se comparan los resultados obtenidos en dos o más ensayos realizados sobre un mismo metal, que se supone de estructura perfectamente uniforme, de manera que:

$$HB_1 = HB_2$$

$$HB_1 = \frac{2P_1}{\pi D_1 (D_1 - \sqrt{D_1^2 - d_1^2})} = HB_2 = \frac{2P_2}{\pi D_2 (D_2 - \sqrt{D_2^2 - d_2^2})}$$

Por la condición de semejanza: $d_1^2 = D_1^2 \cdot \text{sen}^2 \frac{\alpha}{2}$ y $d_2^2 = D_2^2 \cdot \text{sen}^2 \frac{\alpha}{2}$ reemplazando en las fórmulas de la dureza los diámetros de las impresiones en función del ángulo de abertura del casquete se tiene:

$$\frac{P_1}{D_1^2 (1 - \sqrt{1 - \text{sen}^2 \frac{\alpha}{2}})} = \frac{P_2}{D_2^2 (1 - \sqrt{1 - \text{sen}^2 \frac{\alpha}{2}})}$$

y simplificando nos queda:

$$\frac{P_1}{D_1^2} = \frac{P_2}{D_2^2}$$

que se repite para todos los posibles ensayos realizados sobre el mismo material, obteniéndose:

$$\frac{P_1}{D_1^2} = \frac{P_2}{D_2^2} = \frac{P_3}{D_3^2} = \dots = \frac{P_n}{D_n^2} = C$$

A igual expresión se llega a partir de la ley de Meyer.

La igualdad anterior puede expresarse en forma general como:

$$\frac{P}{D^2} = C = \text{Constante de ensayo}$$

Evidentemente esta relación toma un determinado valor para cada material, por lo que para facilitar el empleo del método Brinell se considera con igual constante a una cierta gama de metales y aleaciones, a los que se presupone con durezas más o menos semejantes entre ciertos límites.

Si bien la *Constante de ensayo* se obtiene a partir de la *Semejanza geométrica*, debe ser tal que una vez seleccionado el penetrador, el valor de la carga que de ella surja ($P = C \cdot D^2$), genere en la zona de contacto entre la bolilla y el material una zona plástica (*Condición de plasticidad total*), a efectos de eliminar la mayor o menor influencia de la recuperación elástica del material.

Para fijar el valor de C se tuvo en cuenta, además, que en el orden de pequeñas penetraciones, pequeños incrementos de cargas pueden producir importantes aumentos del área del casquete, en contraparte en importantes penetraciones las variaciones de cargas no afectan sensiblemente a las superficies de las impresiones.

En estas condiciones y considerando que el método es sensible a las variaciones de las cargas, la constante de ensayo se selecciona según la naturaleza de los materiales, de manera de obtener impresiones en la región de penetración media, en cuyo caso sus diámetros resultan aproximadamente comprendidos entre 0,25 y 0,50 D .

En general la relación de los diámetros de las bolillas y el de las impresiones serán según normas:

IRAM	} 0,25 $D < d < 0,6 D$
ASTM	
DIN	0,2 $D < d < 0,7 D$

En base a estas referencias las normas fijan constantes según criterios distintos aunque coincidentes, las DIN e IRAM con relación al material a ensayar y las ASTM en función de su dureza.

DIN 50351 - IRAM 104

Aceros y fundiciones $C = 30$

Aleaciones de cobre y aluminio..... $C = 10$
Cobre y aluminio $C = 5$

Plomo, estaño y aleaciones $\left\{ \begin{array}{l} C = 2,5 \\ C = 1,25 \\ C = 0,5 \end{array} \right.$

ASTM E10

Dureza Brinell entre 96 y 600*..... $C = 30$ (* bol. carburo)
Dureza Brinell entre 48 y 300 $C = 15$
Dureza Brinell entre 16 y 100 $C = 5$

Para metales muy blandos $\left\{ \begin{array}{l} C = 2,5 \\ C = 1,25 \\ C = 1 \end{array} \right.$

Rigurosamente interpretados los valores de dureza Brinell *sólo son comparables cuando se toma la misma constante de ensayo*. Su cambio puede provocar significativas variaciones en el modelo del flujo plástico.

10.2.2 SELECCIÓN DE LOS PARÁMETROS DE ENSAYO

Si bien Brinell fijó como único penetrador la bolilla de 10 mm y cargas de 3000 kgf para metales considerados duros (aceros) y de 500 kgf para los blandos, las necesidades comparativas entre los valores obtenidos en materiales muy diferentes y de distintas dimensiones, hizo necesario ampliar las posibilidades del método en función de las condiciones de comparación.

Considerando que el ensayo de dureza Brinell, al igual que todos los conocidos, resulta empírico, la selección del penetrador, valor de la carga y su tiempo de aplicación no puede realizarse a voluntad, sino que dependerán de criterios ya establecidos por las normas que traducen, actualizadas, las experiencias de su creador.

Ya veremos que el método posibilita, según normas, el empleo de cinco penetradores de acero o de carburo de tungsteno de diámetros variables entre 1 y 10 mm, los que se seleccionan en base al espesor del material a ensayar.

Seleccionado el penetrador se fija la Constante de ensayo que corresponde al material y la carga mediante la fórmula $P = C \cdot D^2$, que en sí contiene a las condiciones generales de comparación.

El tiempo de aplicación de la carga es generalmente de 10 ; 15 ó 30 segundos según los materiales para ensayos a temperatura ambiente.

Por lo tanto los valores a fijar con antelación a la realización de una experiencia resultan:

$$C \text{ (s/normas)} \quad D \text{ (mm)} \quad P \text{ (kgf)} \quad t \text{ (s)}$$

El ensayo será correcto si además se tienen en cuenta requisitos que hacen a las condiciones que debe presentar la superficie del material y a otras exigencias de las normas (10.2.9).

10.2.3 PENETRADORES

El penetrador Brinell estándar es la bolilla de acero de 10 mm de diámetro, de dureza no menor a los 850 Hv₁₀, (Vickers: penetrador de diamante piramidal bajo carga de 10 kgf = 97,07 N), aceptándose una tolerancia de $\pm 0,005$ mm; pudiendo emplearse en probetas de poco espesor las de 5 - 2,5 - 2 y 1 mm, con tolerancias variables según sus diámetros. Las bolillas de acero pueden utilizarse en determinaciones que no excedan los 450 HB (482 HV₁₀).

Actualmente, se dispone además de bolillas de carburos metálicos (tungsteno) que, por resultar de mayor dureza que las de acero, permiten acrecentar la posibilidad de ensayo a los metales de mayor resistencia o tratados térmicamente, hasta un rango de 650 HB (680 HV₁₀).

Para fijar el diámetro del penetrador es conveniente que no se ensayen probetas cuyo espesor sea menor a 8 ó 10 veces la profundidad de la penetración, debido a que materiales de menores dimensiones pueden presentar, como consecuencia, marcas en la cara opuesta a la de la impresión, que será el indicio que parte del esfuerzo fue transmitido al apoyo o plato de la máquina de ensayo.

Si tenemos en cuenta que la penetración es un valor a determinar, en la elección del penetrador aconsejamos emplear la siguiente tabla y verificar si se satisface la condición de que no queden marcas, que por otra parte es una exigencia de las normas. Si esta exigencia no se cumple para la carga establecida debe reducirse el diámetro de la bolilla.

Espeor probeta <i>e</i> (mm)	> 6	3 a 6	2 a 3	1 a 2
Diámetro bolilla <i>D</i> (mm)	10-5-2,5	5 - 2,5	2,5 - 2	2 - 1

Aconsejamos el empleo de la mayor bolilla para cada espesor a efectos de obtener impresiones de mayores diámetros y minimizar así los posibles errores en las lecturas de sus dimensiones.

Los penetradores de 2,5 - 2 y 1 mm de diámetro no deben utilizarse en metales fundidos y en general en aquellos de estructuras poco homogéneas, teniendo en cuenta que con su aplicación puede producirse una variación del flujo plástico, en cuyo caso los valores difieren en gran medida aún en iguales materiales.

Por lo expuesto el uso de bolillas de menores diámetros que el de la normalizada de 10 mm debe ser convenientemente especificado.

10.2.4 CARGAS DE ENSAYOS

Como ya hemos indicado repetidas veces Brinell propuso su método de dureza a partir de un penetrador esférico de acero de 10 mm de diámetro y cargas de 3000 y 500 kgf y posteriormente Meyer y Tabor fijaron las condiciones a cumplir a los efectos comparativos.

Brinell fijó el valor máximo de carga en consideración a que el endurecimiento mecánico, que se produce al deformarse el material afectado por la de la bolilla, aumenta en valores uniformes en aceros de bajo contenido de carbono, hasta alcanzar impresiones cuyos diámetros resulten igual a 0,5 D (0,6 a 0,7 D según normas). Por otra parte cargas mayores pueden afectar el montaje del penetrador.

Las norma ASTM E 10 considera como ensayos estándar a los que adoptan las referencias de Brinell con el agregado de la carga de 1500 kgf. La carga de 3000 kgf (24,24 kN) se usará en aceros no tratados y en fundiciones y las de 1500 (14,71 kN) y 500 kgf (4,903 kN) para metales de durezas decrecientes, siempre y cuando el espesor del material posibilite el empleo del penetrador de 10 mm ($e \geq 6$ mm.).

La necesidad de ampliar la aplicación del método a materiales de pequeños espesores o de poca dureza, impuso el empleo de penetradores de menores diámetros que el considerado estándar. En estas condiciones las cargas pueden alcanzar distintos valores por resultar función de la Constante de Ensayo y del diámetro del penetrador ($P = C \times D^2$).

Si bien en la Constante de Ensayo está implícitamente considerada en la Condición de Semejanza ($d/D = \text{Cte.}$), la carga deberá satisfacer, además, a la Condición de Plasticidad Total.

A partir de la condición de flujo plástico las cargas se fijan en función de las relaciones entre los diámetros de la impresión y del penetrador, que como vimos están dadas por las normas.

Teniendo en cuenta que la relación de diámetro según ASTM E 10 debe ser $0,25 D < d < 0,60 D$, para las cargas de 3000; 1500 y 500 kgf, las condiciones a cumplirse en los ensayos estándar se satisfacen si se siguen las especificaciones que fija la referida norma u otras similares (DIN 50351 - IRAM-IAS U500 - 104).

{ carga 3.000 kgf para durezas de 96 a 600
 carga 1.500 kgf para durezas de 48 a 300
 carga 500 kgf para durezas de 16 a 100

Bolillas de 10 mm de diámetro

El cuadro siguiente permite determinar las cargas para constantes y bolillas de uso generalizado. En todos los casos se cumple que $P = C \times D^2$.

Diámetro de la bolilla <i>D</i> mm	MATERIALES Y CONSTANTES DE ENSAYO			
	Aceros y fundiciones <i>C</i> = 30	Aleaciones de Cu y Al <i>C</i> = 15	Cobre y Aluminio <i>C</i> = 5	Plomo, estaño y aleaciones <i>C</i> = 2,5
Cargas en kgf				
10	3000	1500	500	250
5	750	375	125	62,5
2,5	187,5	93,75	31,2	15,6

10.2.5 TIEMPO DE APLICACIÓN DE LA CARGA

La dependencia de la dureza con la deformación plástica hace que deba tenerse en cuenta la posibilidad del desarrollo de la componente creep, por lo que las impresiones que se obtienen no dependen solamente del penetrador y de la carga, sino que también del tiempo de aplicación de ésta, muy especialmente en los materiales denominados "blandos", por lo que fue necesario fijar el lapso de ensayo para que los valores obtenidos puedan ser comparables.

Por lo tanto el diámetro de la impresión para una carga constante resulta directamente proporcional al tiempo de ensayo y puede expresarse como:

$$d = b \times t^n$$

d = diámetro de la impresión

t = tiempo de mantenimiento de la carga sobre el penetrador

b y *n* = Coeficientes según el material y carga de ensayo

Así se estableció para ensayos a temperatura ambiente y para aceros y fundiciones un tiempo de 10 a 15 s de aplicación permanente de la carga seleccionada, fijándose para metales blandos un mínimo de 30 s, debiendo

llegarse al valor de un ensayo en tiempos que si bien breves no alcancen a producir efectos dinámicos.

10.2.6 INDICACION DEL NUMERO BRINELL Y DE LOS PARAMETROS DE ENSAYO SEGUN NORMAS.

Reiteradamente hemos referido que la única posibilidad de comparar con cierta exactitud los valores de dureza se presenta cuando se emplean iguales constantes, por lo que el profesional debe conocer bajo que condiciones se obtuvo un determinado número Brinell, para proceder en consecuencia según los requerimientos fijados para el material ensayado.

A este respecto la norma ASTM E 10 ha normalizado la indicación de las condiciones de ensayo de la siguiente manera:

- si se emplea carga de 3000 kgf, penetrador de 10 mm y tiempo de 10 ó 15 s "ensayo estándar", el valor de ensayo precede a la abreviación de dureza Brinell, en la que debe dejarse constancia del tipo de penetrador utilizado S (steel) para acero (HBS) y W para bolillas de carburo (HBW), así por ejemplo 150 HRS ó 610 HRW.
- en otras condiciones debe indicarse la bolilla, la carga y el tiempo de ensayo. Así por ejemplo para un valor de ensayo de 210 se tiene:

$$HB_{x/5/750/15} = 210$$

HB_x = número Brinell - *x*: indicación del penetrador

5 = diámetro de la bolilla de acero o carburo

750 = carga aplicada *P* en kgf

15 = tiempo de mantenimiento de la carga en segundos

La norma DIN 50351 reemplaza la carga por la constante y altera el orden de la indicación, omitiendo al diámetro del penetrador y al tiempo de aplicación de la carga si éstos presentaran los parámetros estándar:
 $D = 10 \text{ mm} - t = 10 \text{ ó } 15 \text{ s}$.

HB 30 = Cte. = 30 $D = 10 \text{ mm}$ $t = 10 \text{ ó } 15 \text{ s}$

HB 30/5 = Cte. = 30 $D = 5 \text{ mm}$ $t = 10 \text{ ó } 15 \text{ s}$

HB 10/2,5/30 = Cte. = 10 $D = 2,5 \text{ mm}$ $t = 30 \text{ s}$

Del último ejemplo se verifica el empleo de la constante 10 para aleaciones de Cu o Al.

10.2.7 RELACION DE LA DUREZA CON LA RESISTENCIA DE LOS ACEROS

Es posible determinar en forma aproximada la resistencia estática a la

tracción de los materiales, conociendo la dureza Brinell de los mismos, mediante el empleo de fórmulas empíricas que sólo son aplicables para un determinado número de ellos; así, por ejemplo, para aceros ordinarios recocidos y con menos de 0,8 % C se tiene:

$$\sigma_{ET} \approx 0,346 HB$$

En aceros al cromo-níquel y algunas aleaciones de aluminio se adoptan valores muy próximos (0,34 y 0,35). En general para los aceros se puede tener una idea rápida, pero sólo aproximada de su resistencia estática a la tracción, considerando como tal a la tercera parte del valor de la dureza.

Para las fundiciones grises, y si bien sus variadas características no permiten efectuar relaciones precisas entre la resistencia y el número Brinell, se considera, sin pretender gran exactitud, que el factor de relación es 0,1.

Es importante resaltar que la relación precedente no puede hacerse extensiva a otros aceros y en general a otros metales de mayor capacidad de endurecimiento por deformación (acritud).

10.2.8 VALORES DE DUREZA

Para tener una idea de la dureza de algunos materiales, daremos los siguientes ejemplos:

1) Aleaciones del hierro

Acero SAE 1010: 0,08 a 0,13 % C.....	HB =	95 a 105
Acero SAE 1020: 0,18 a 0,23 % C.....	HB =	110 a 130
Acero SAF, 1030: 0,28 a 0,34 % C.....	HB =	130 a 155
Acero SAE 1050: 0,48 a 0,55 % C.....	HB =	165 a 185
Acero SAE 1080: 0,80 % C.....	HB =	210
Acero para herramientas templado.....	HB =	500 (bol. W)
Fundición gris (aprox. 3 % C).....	HB =	180 a 190

Fundición esferoidal

Sin tratar.....	HB =	210 a 220
Recocida.....	HB =	150 a 160
Normalizada y revenida.....	HB =	225 a 230
Templada y revenida.....	HB =	255 a 260

2) Aleaciones no ferrosas:

Bronce con 10 a 15 % de Sn, resto Cu.....	HB =	80 a 115
Níquel.....	HB =	61 a 70
Aluminio al 99 % de pureza recocido.....	HB =	23
Aluminio al 99 % de pureza endurecido.....	HB =	44
Duraluminio con 92 % de Al recocido.....	HB =	45
Duraluminio con 92 % de Al tratado.....	HB =	100
Latón con 90 % Cu y 10 % Zn.....	HB =	52

Los valores a que hacemos referencia se obtuvieron en ensayos estándar y a temperatura ambiente a partir del promedio del diámetro de la impresión, en consulta con la table N° 6 del apéndice, que reproducimos por gentileza de la National Bureau of Standards (USA).

Para altas temperaturas debe indicarse la de ensayo (máxima recomendada 400 °C) y el procedimiento a seguir es similar al que hemos desarrollado, con la diferencia de que utiliza penetradores cerámicos aplicados sobre el material en caliente a la temperatura estipulada, durante 3 minutos.

La medición del diámetro de la impresión se debe realizar con el material en frío (DIN 50132).

10.2.9 CONDICIONES DE ENSAYO

Para tener valores exactos en un ensayo de dureza, deben seguirse las prescripciones siguientes:

- 1) Las caras de la probeta ensayada estarán perfectamente planas y paralelas; deberán estar bien pulidas para poder observar con claridad el contorno de la impresión, y al prepararlas se evitará todo calentamiento que pueda dar lugar al desarrollo de tensiones internas en el material.
- 2) La probeta no debe moverse durante el ensayo, para lo cual es necesario que apoye perfectamente sobre el soporte y que la carga actúe normal a su superficie.
- 3) El centro de una impresión y el borde de la probeta deben distar por menos 2 d y del centro de otra impresión 3 d.
Esta condición se impone por el hecho de que la deformación que produce la penetración genera el efecto de endurecimiento mecánico, que mejora las superficies adyacentes a la de la impresión.
- 4) La cara opuesta a la impresión no debe presentar marcas.
- 5) En ensayos de materiales muy duros la nitidez de la impresión puede mejorarse mojando ligeramente el penetrador en ácido nítrico o

coloreándolo con azul de prusia. En los casos que la recuperación del material sea muy grande, el borde de la impresión se hace más visible si se reviste a la probeta con un pigmento de color negro apagado.

- 6) Si bien la ASTM E 10 acepta el ensayo de dureza Brinell sobre superficies curvas hasta un diámetro mínimo de 50 mm con el empleo del penetrador estándar, no aconsejamos su realización en estas condiciones por la variación del diámetro de la impresión debido a la curvatura de la superficie del material, si no se dispone de tablas que den factores de corrección, tal como indicaremos para la dureza Rockwell.

10.2.10 DURÓMETROS BRINELL

El durómetro Wilson, modelo J, de la figura 10.13 especialmente diseñado para determinaciones estándar de dureza Brinell, es operado manualmente y en el que la carga de ensayo es transmitida al penetrador mediante un sistema simple de pesas y palancas

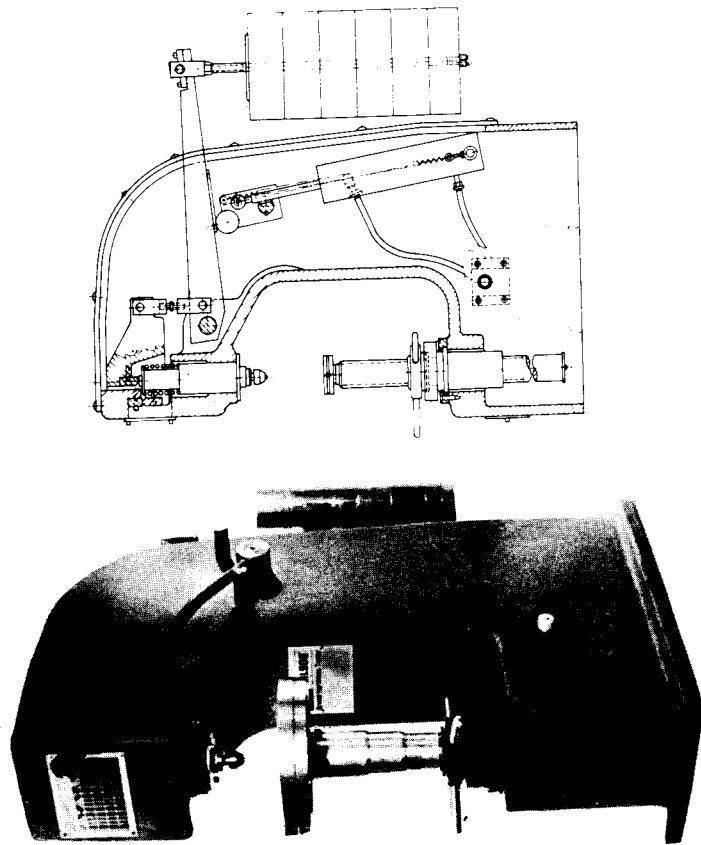


Figura 10.13. Durómetro Wilson para dureza Brinell (Laboratorio Otto Krause).

Una palanca lateral exterior traba o destraba al sistema y un amortiguador hidráulico, regulable mediante un tornillo también lateral, fija la velocidad y por consiguiente el tiempo estipulado para alcanzar la carga máxima.

Este durómetro permite aplicar cargas máximas de 250, 500, 750, 1000, 1500 y 3000 kgf, que se alcanzan agregando pesas en la palanca posterior.

Si consideramos las constantes dadas por las normas para los distintos metales y aleaciones, verificamos que esta máquina está especialmente diseñada para emplear bolillas de 5 y 10 mm de diámetro, para las constantes 30 y 10 con la más pequeña, siempre que el espesor de la probeta lo permita.

El material a ensayar se apoya en un plato intercambiable, montado sobre un vástago roscado accionado a mano, de manera de poder aproximar la probeta al penetrador, debiendo ejercerse una ligera presión que simplemente asegure un buen contacto entre ellos.

La medición del diámetro de la impresión se realiza mediante un microscopio portátil de 20 aumentos, sobre una escala graduada con apreciación de 0,05 mm. Para mejorar la observación se puede adaptar al microscopio una fuente de iluminación.

La figura 10.14 corresponde al durómetro Amsler, que reproducimos por gentileza de Otto Wolpert, diseñado con dispositivos electrónicos que permiten efectuar los ensayos de dureza Brinell en forma totalmente automática. Mediante el accionamiento de un pedal se aproxima el material al penetrador y una vez efectuado el contacto comienza a aplicarse la carga preestablecida para el ensayo, que puede variar entre 187,5 y 3000 kgf.

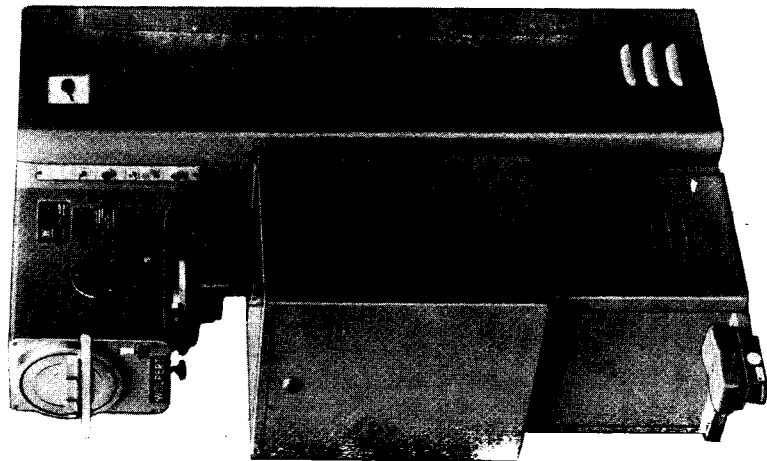


Figura 10.14. Máquina Wolper-Amsler para dureza Brinell.

Pasado el tiempo de ensayo, regulable entre 2 y 6 s, entra en funcionamiento un sistema óptico de proyección y la impresión aparece en la pantalla iluminada de 155 mm de diámetro; a tal efecto dispone de lentes para obtener aumentos de 20x, 44x y 70x.

La medición del diámetro de la impresión se realiza sobre plaquetas graduadas, que se montan sobre la pantalla, que presentan una apreciación de medida de 0,02 mm para 20 aumentos y 0,01 mm para 44 y 70.

El durómetro W-Amsler permite realizar ensayos individualmente, o en serie, en cuyo caso pueden efectuarse hasta 500 determinaciones por hora.

En algunos de sus tipos las máquinas de dureza presentan adelantos electrónicos que simplifican su empleo, aumentan las sensibilidades y aseguran una gran exactitud de medida; la figura 10.15 nos muestra el dispositivo de una máquina de producción W-Amsler, que indica la dureza Brinell digitalmente mediante cuatro dígitos y además clasifica al material, mediante señales de luces de colores como "bueno", "muy duro" o "muy blando", con respecto a una dureza preestablecida del elemento a ensayar.

Este durómetro dispone de salidas que permiten conectar equipos impresores y contadores, que se utilizan como unidades de procesamiento de datos.

10.2.11 VERIFICACIÓN Y CALIBRACIÓN DE LOS DURÓMETROS

En la verificación de los durómetros de laboratorio, a diferencia de los de producción, debe constatarse en forma independiente la carga, el penetrador y el instrumento de medición de las impresiones.

Las cargas de ensayo se verifican mediante aros de calibración según el "método general de verificación de máquinas de ensayos" (ASTM E 4), ya visto para las universales, aceptándose un error máximo de $\pm 1\%$.

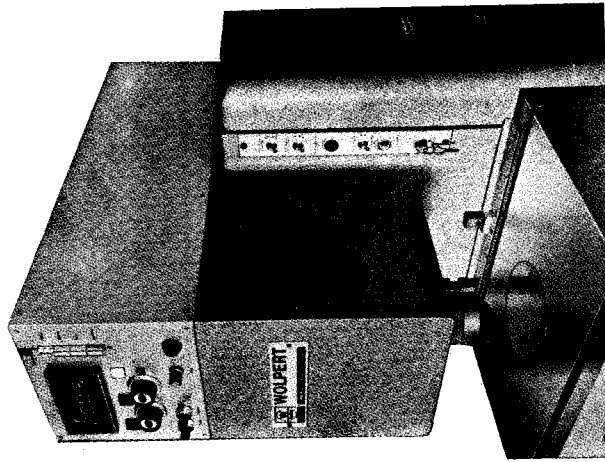


Figura 10.15 Equipo W-Amsler para evaluación digital de durezas.

Además los penetradores deberán cumplir el análisis dimensional según las tolerancias dadas por las normas y la condición de dureza mínima, que se determina por el método Vickers. Para la verificación de dureza las muestras son seleccionadas al azar, resultando una comprobación destructiva.

A diferencia de las máquinas de laboratorio, las de producción podrán contrastarse, periódicamente, mediante bloques patrones de dureza garantizada, siendo consideradas en clase o en condiciones de utilización si todos los ensayos realizados en ellos, excepto un máximo de tres, no difieren en más del 3 % del valor nominal impreso en el patrón.

Hacemos notar que también es conveniente verificar con las placas calibradas a los durómetros de laboratorio, antes de ser utilizados.

Con la aprobación prácticamente a nivel mundial del Sistema Internacional de Unidades (SI), surge el inconveniente que su aplicación a los métodos de dureza impone la reconversión de los valores de las cargas, con el inconveniente que $1 \text{ kgf} = 9,80665 \text{ N}$.

Reajustar las constantes de ensayos para obtener cargas en newton, sin decimales para que resulten de fácil e inmediata aplicación, impondrá la transformación de los sistemas de cargas de las innumerables máquinas en uso.

Sin embargo y si bien las normas mantienen el parámetro de cargas con valores en kgf indican, a los efectos comparativos, sus equivalencias en newton.

10.3. DUREZA ROCKWELL (S.P. Rockwell, 1922)

El método Brinell, que emplea penetradores esféricos de acero o de tungsteno, está limitado a aquellos metales cuyas durezas no excedan a valores compatibles con su naturaleza, 450 y 650 HB respectivamente.

Cuando el material a ensayar presenta mayor dureza puede recurrirse al método Rockwell que utiliza penetrador cónico de diamante, el que se complementa con penetradores esféricos de acero para permitir ampliar la posibilidad de ensayos a cualquier tipo de metal o aleación, que cumplan con las condiciones dimensionales que exige la determinación.

En el método Rockwell el número representativo de dureza está dado en función de la medida de la *profundidad de penetración permanente* (considerada en escala Rockwell), producida en el material por el penetrador al que se le aplican cargas preestablecidas.

La relación entre la escala del cuadrante de la máquina de ensayo con esta penetración permanente, indicará directamente lo que se considera como dureza o "Número Rockwell", evitándose así el cálculo de la relación carga-superficie de la impresión de otros métodos de ensayos.

Se llega al valor de la carga inicial por la contracción de un resorte, que acciona una pequeña aguja secundaria, hasta la indicación que a tal efecto presenta el mismo cuadrante que registra el valor de ensayo.

Las cargas adicionales que pueden ser de 50; 90 y 140 kgf se aplican automáticamente por la acción de un sistema de pesas y palancas, que al actuar sobre el cabezal de la máquina hace que el penetrador presione sobre la superficie a ensayar, figura 10.17.2.

Para obtener sobre el cuadrante el valor de dureza debe eliminarse la carga adicional trabando la palanca que la transmite, figura 10.17.3.

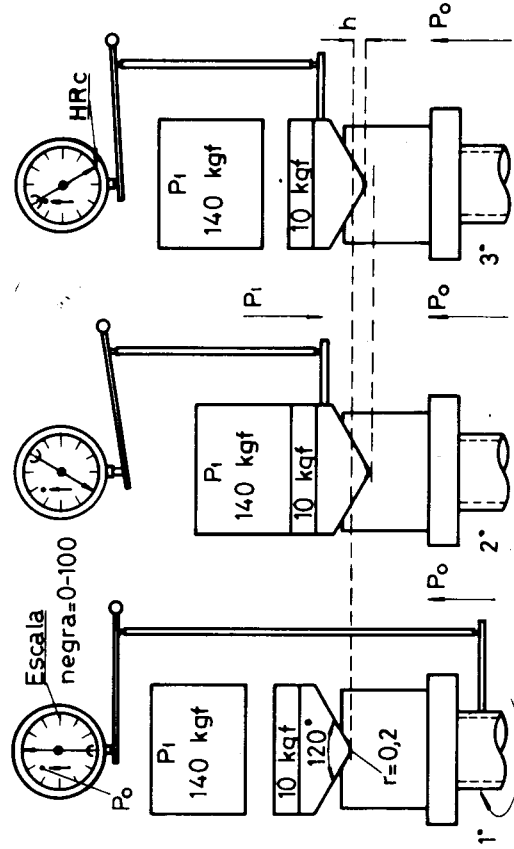


Figura 10.17. Secuencia de cargas y descargas en un ensayo Rockwell, para $P_1 = 140$ kgf.

Las cargas adicionales se seleccionan en combinación con los penetradores de acuerdo con la naturaleza y dimensiones de los materiales a ensayar.

En el siguiente cuadro se resumen las posibles opciones a utilizar en el método Rockwell estándar:

P_0 = Carga de Contacto (a tornillo: acc. a mano)	P_1 = Carga Adicional (pesas y palanca)	P_t = Cargas Totales (en el penetrador)
10 kgf (98 N)	50 kgf (441 N) 90 kgf (883 N) 140 kgf (1373 N)	60 kgf (589 N $\pm$ 4,41) 100 kgf (981 N $\pm$ 4,57) 150 kgf (1471 N $\pm$ 8,83)

Si tenemos en cuenta que el valor a determinar corresponde a la medida lineal de la profundidad, el perfecto contacto del penetrador con el material resulta la primer exigencia a tener especialmente en cuenta antes del comienzo del ensayo, condición que se asegura aplicando una pequeña precarga P_0 , constante en todos los casos, que en la figura 10.16 hemos designado como 1ª Posición.

A partir de la "carga de contacto" comienza el ensayo propiamente dicho por lo que debe ajustarse el cero del cuadrante indicador de la dureza.

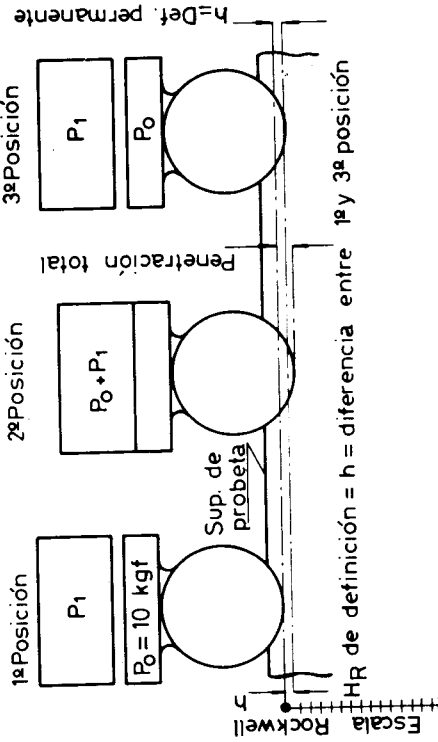


Figura 10.16. Representación esquemática de un ensayo de dureza Rockwell empleando penetrador esférico de acero.

La penetración se produce al agregar una carga adicional P_1 (2ª Posición), cuyo valor variará con la naturaleza y dimensiones del material. El registro de la penetración permanente h se obtendrá una vez eliminada esta carga adicional para permitir la recuperación elástica del material (3ª Posición). De esta manera se vuelve a la condición inicial de ensayo por lo que P_0 no ejercerá ninguna influencia en el valor final.

10.3.1 CARGAS, PENETRADORES Y ESCALAS (Método estándar)

PROCESO DE ENSAYO

Cargas

La carga inicial P_0 , que asegura que no exista luz entre el penetrador y el material a ensayar, se fija para el método estándar en 10 kgf ($\pm 0,20$). Para su aplicación se eleva, mediante accionamiento "a mano", el tornillo que desplaza al plato en el que se apoya la probeta, ejerciendo una ligera presión sobre el penetrador montado en el cabezal de la máquina de ensayo hasta alcanzar la carga de contacto, figura 10.17.1.

Penetradores

Como penetradores el método dispone de un cono de diamante y de cuatro bolillas de acero de distintos diámetros, que con las posibles cargas a aplicar pueden verificarse las durezas de todos los metales, tratados o no, de uso industrial.

Bolillas de Acero	Diamante cónico
1/16"	120° - redondeado 0,2 mm
1/8"	
1/4"	
1/2"	

Escalas

Si se considera que la carga de contacto o inicial no debe ser tenida en cuenta para medir la "profundidad permanente de penetración", del límite de escala sobre la que se efectúa el registro, debe coincidir con ésta 1ª posición (Fig. 10.16).

Si el cero de la escala se tomara a partir de ésta posición se obtendría un mayor número representativo de dureza Rockwell en los metales más blandos o sea en aquellos en donde mayor resulte la penetración.

Estos valores así obtenidos pueden llevar a confusiones que se corrigen si se invierten los límites de escala, de manera que al inicio (P_0) le corresponda el límite superior, en cuyo caso se toma como valor de ensayo al que surge de la diferencia entre el total de la escala (E) y la penetración (h), según se indica en la escala lineal de la figura 10.18.

Dureza Rockwell = $HR = E - h$ = N° de divisiones de la escala Rockwell invertida

Si como veremos, el método dispone de distintas escalas según que se utilicen penetradores esféricos de acero o el cono de diamante, sus combinaciones con las posibles cargas y penetradores permiten obtener 15 posibilidades de ensayo, a los que se los identifican con letras a continuación de la nomenclatura de dureza Rockwell, así tenemos: HRA, HRB, HRC, etc.

En la figura se han amplificado las penetraciones y escalas arbitrariamente a efectos de interpretar cada paso del proceso de ensayo y fundamentalmente demostrar la diferencia entre la definición dada y el valor que se adopta como número Rockwell.

Si bien la escala presenta una apreciación o menor división de 0,002 mm, el valor de dureza estará dado no en milímetros sino que por la diferencia del total de divisiones del cuadrante (E) y las que corresponden a la penetración (h).

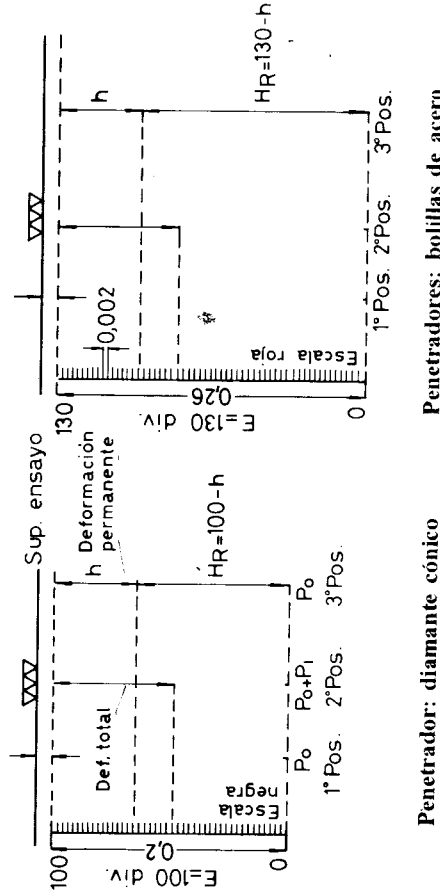


Figura 10.18. Proceso esquemático de medida de la dureza Rockwell sobre escala lineal

La medida lineal de la penetración permanente resulta:

$$h = (E - HR) \times 0,002 \text{ (mm)}$$

En el cuadrante de la máquina de ensayo se leerá directamente el valor de HR en la escala considerada una vez eliminada la carga adicional.

Para metales duros, aceros templados, de alta resistencia, etc., se emplea como penetrador al cono de diamante y escala de 100 divisiones, identificada en negro, en cambio para metales blandos, incluyendo aceros de bajo contenido de carbono, en los que la penetración puede llegar a 0,25 mm, se utiliza escala de 130 divisiones (escala roja) y bolillas de acero como penetradores.

Escalas del dial indicador de dureza: Las máquinas que presentan registros analógicos tienen la particularidad de disponer de las dos escalas, negra y roja, con idénticas características en 100 divisiones.

El alcance de medida de la escala roja (0 - 130 div.) se logra si se la desplaza en 30 unidades hacia atrás con respecto a la negra, considerando que la inversión de los límites de escala se consigue por el giro antihorario (o de sentido decreciente de los valores) de la aguja del cuadrante siempre que los ensayos comiencen en todos los casos en el cero de la escala negra u

original, que corresponderá al 30 de la desplazada.

10.3.2 SELECCIÓN DE LOS PARÁMETROS DE ENSAYO

Las ventajas del método Rockwell estándar son la de poder ensayar todos los metales y aleaciones de uso en ingeniería a condición de que los espesores de los materiales resulten los adecuados y producir impresiones mucho más pequeñas que en el método Brinell.

Datos experimentales permiten aconsejar las distintas combinaciones de penetradores, cargas y escalas para obtener óptimos resultados en los ensayos de los muy diversos tipos de materiales, aunque generalmente se emplean las determinaciones individualizadas con las letras B y C, según que se trate de ensayar metales blandos, semiduros o duros.

Para el método HRB se utiliza una carga adicional de 90 kgf (total 100 kgf) y penetrador esférico de acero de 1/16" de diámetro, efectuando las lecturas en la escala roja del cuadrante. Para HRC la carga adicional será de 140 kgf (total 150 kgf), con el penetrador cónico de diamante y lectura en números negros.

La gama útil del penetrador cónico de diamante y lectura en números negros va desde 10 hasta 100 HRB, pues para valores mayores existe el peligro de aplastar la bolilla, perdiéndose además sensibilidad por la desproporción de su diámetro y la pequeña penetración producida; en estos casos es aconsejable el empleo de la escala C. Para valores inferiores a 10 HRB se deberán utilizar los parámetros dados para HRE y HRF.

En la escala C el empleo correcto de trabajo va desde 20 a 70 HRC, fuera de los cuales el error supera lo admisible. En particular el límite inferior es común a todas las escalas que utilizan al penetrador cónico de diamante, debido a que por la poca resistencia del material las impresiones se presentan marcadamente cónicas, mientras que el límite superior es exclusivo de la escala C y está en función de la vida útil del penetrador. Es así que para ensayos de carburos de tungsteno debe utilizarse la escala A, que con igual penetrador pero con carga adicional de 50 kgf, reduce el peligro de posible rotura del material sometido a ensayo y evita el deterioro del penetrador.

En el cuadro siguiente se fijan las características de cada uno de los 15 posibles métodos de ensayo de dureza Rockwell estándar y se aconsejan sus usos más convenientes.

En todos los casos hemos partido de la condición de que la carga inicial resulta siempre igual a 10 kgf.

Cuando el material a ensayar admite más de una escala, se recomienda

Escala	Penetrador	Cargas (kgf)		Color Escala	MATERIALES
		Adi-cional	Total		
B	bolilla 1/16"	90	100	Roja	Aceros blandos - Aleaciones de Cu y Al - Fundición maleable.
C	cono	140	150	Negra	Aceros de alta dureza - Fundición maleable perlítica y para HRB > 100.
A	cono	50	60	Negra	Aceros nitrurados - Flejes - Carburos de tungsteno.
D	cono	90	100	Negra	Aceros cementados - Aceros semiduros - Fundición maleable perlítica.
E	bolilla 1/8"	90	100	Roja	Met. antifrictivos o blandos. Piezas fundidas - Aleaciones de Al y Mg.
F	bolilla 1/16"	50	60	Roja	Bronce recocido - Metales blandos
G	bolilla 1/16"	140	150	Roja	Bronce fosforoso - Cuproníquel - Aleaciones de Cu y Ni - Fundición maleable.
H	bolilla 1/8"	50	60	Roja	Metales blandos con poca homogeneidad - Aluminio - Zinc - Plomo.
K	bolilla 1/8"	140	150	Roja	Metales duros con poca homogeneidad.
L	bolilla 1/4"	50	60	Roja	Fundición de hierro - Metales antifricción y otros metales muy blandos.
M	bolilla 1/4"	90	100	Roja	Metales no muy duros con poca homogeneidad - Metales antifricción y otros metales muy blandos.
P	bolilla 1/4"	140	150	Roja	Idem.
R	bolilla 1/2"	50	60	Roja	Metales antifricción y otros metales muy blandos.
S	bolilla 1/2"	90	100	Roja	Idem.
V	bolilla 1/2"	140	150	Roja	Metales blandos - Metales antifricción.

B y C: escalas estándar - L, M, P, R, S y V: escalas muy poco usadas

emplear a aquélla que utilice menor bolilla, para que el proceso no pierda sensibilidad; en cambio, deberá seguirse el criterio opuesto cuando el metal no resulte homogéneo, debido a que la mayor esfera permite obtener una dureza promedio al afectar una mayor superficie.

10.3.3 DURÓMETROS ROCKWELL ESTÁNDAR

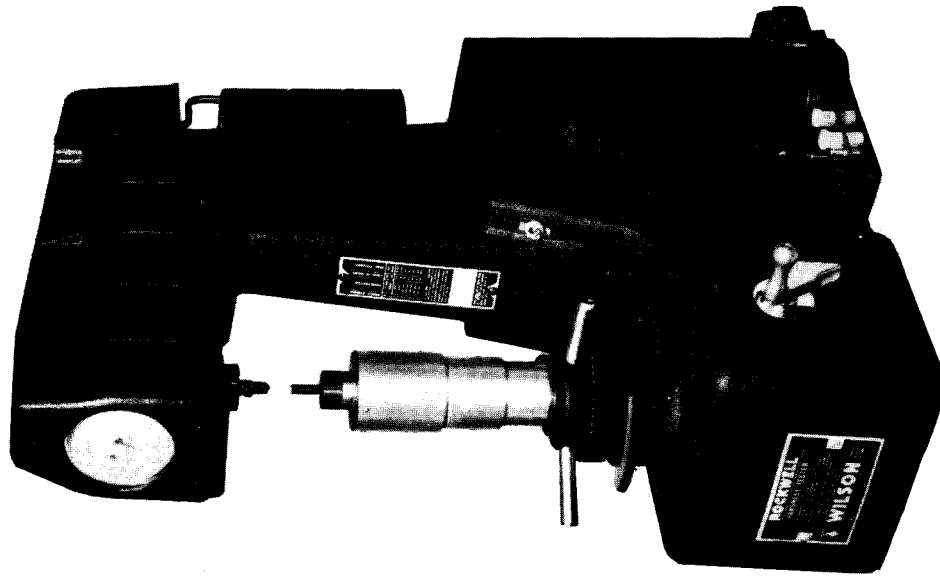


Figura 10.19. Durómetro Wilson para dureza Rockwell estándar (Lab. Otto Krause).

Las máquinas empleadas para la determinación de la dureza Rockwell se basan generalmente en la transmisión del esfuerzo por medio de palancas accionadas por pesas, alcanzando algunas de ellas cargas de hasta 250 kgf en el penetrador.

El durómetro que ilustra la figura 10.19 es el modelo 3-JR de la casa Wilson y consta de un tornillo desplazable sobre el que se coloca el accesorio necesario para apoyar la pieza de acuerdo a su forma; sobre el costado derecho se encuentra una manivela o disparador que tiene por finalidad trabar, colocándolo hacia adelante, a la palanca que está vinculada a las pesas, para evitar que el esfuerzo se transmita antes de comenzar el ensayo; un amortiguador a aceite limita la velocidad de aplicación de la carga, la que puede variarse mediante un tornillo de control con que cuenta el mismo.

Con el objeto de poder obtener las distintas cargas de ensayo, que para las determinaciones estándar son de 50, 90 y 140 kgf, sobre la parte posterior de la máquina se disponen de pesas desmontables.

La máquina indicada en la figura es de pequeño tamaño y presenta el dispositivo para el ensayo en tubos o barras, el que resulta intercambiable según los diámetros. Para determinaciones sobre superficies planas se dispone de platos, pudiendo obtenerse una abertura de ensayo de hasta 8" (203 mm).

La figura 10.20 nos muestra una máquina Wilson, motorizada, con lectura digital y sobre cuadrante giratorio.

Algunos durómetros permiten, mediante un sistema especial de calentamiento, realizar ensayos Rockwell a altas temperaturas (hasta 1000 °C).

10.3.4 PROCEDIMIENTO PARA UN ENSAYO ROCKWELL

Para realizar un ensayo, una vez colocado el disparador hacia adelante,

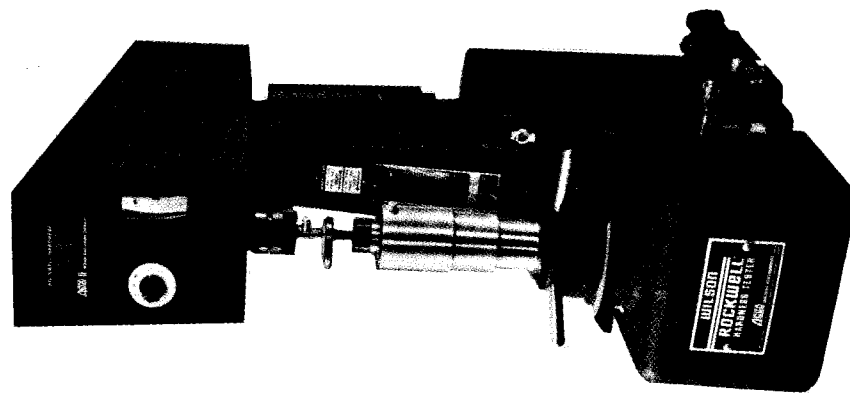


Figura 10.20. Máquina motorizada con indicador digital.

2) El espesor de la probeta no podrá ser menor de 10 veces el incremento de penetración (10 h), debiendo anularse el ensayo del material que presenta marcada (pequeñísima elevación) la cara opuesta a la de impresión, que implica que el apoyo soportó parte de la carga aplicada.

La norma ASTM E 18 indica los espesores mínimos requeridos para la realización de los ensayos con penetrador de diamante (HRA y HRC) y bolillas de 1/16" (HRB y HRF), que resultan los más utilizados.

3) La temperatura del ambiente será considerada como estándar cuando varíe entre 10 y 35 °C, aunque para determinaciones de referencia o de comparación (más rigurosas) se exige una temperatura de 23 ± 5 °C.

4) La carga actuará en forma perpendicular a la probeta, la que no deberá moverse durante la experiencia, por lo que debe disponerse, para cada caso, del apoyo conveniente.

Si el durómetro experimenta vibraciones, que pueden ser motivadas por el funcionamiento de otras máquinas, el ensayo será anulado.

5) El amortiguador de aceite debe regularse de manera que su desplazamiento a tope se realice en vacío (sin probeta) en 4 ó 5 s, bajo las pesas correspondientes a los 90 kgf de ensayo.

6) El tiempo de permanencia de la carga inicial de 10 kgf no debe exceder de 3 s.

7) Concluido el tiempo de aplicación de la carga inicial se aplicará la adicional que corresponda, durante tiempos que pueden variar entre 1 y 8 s, pudiendo llegar a 25 s cuando el efecto creep resulte de importancia. El tiempo de aplicación de P_1 se contará a partir del instante en que se detenga la aguja del dial, pudiendo tomar los siguientes valores:

- Hasta 3 s para metales no sensibles al creep en las condiciones de ensayo.
- de 5 a 6 s con penetrador de diamante y de 6 a 8 s para bolillas si el material resulta ligeramente afectado por el efecto creep.
- y de 20 a 25 s o más para aquellos que presenten una marcada deformación por creep.
- Cuando se ensayan piezas cilíndricas, su radio no debe ser menor de 6 mm.

En general en estos casos los valores de la dureza resultan ligeramente inferiores a los reales del material, debido a que las condiciones normales de ensayo no se cumplen exactamente, por la menor superficie de contacto entre el penetrador y la probeta, efecto que disminuye a medida que aumenta el diámetro del material. Las normas IRAM-IAS U 500-105 y ASTM E 18 dan los valores a adicionar a los resultados de ensayos para corregir aquella anomalía, para las escalas que utilizan penetrador de diamante (C-A y D)

se eleva el tornillo transportador de la pieza o probeta hasta ponerla en contacto con el penetrador, luego en forma muy lenta se sigue presionando hasta que la aguja choca del cuadrante coincide con el punto o índice que éste posee, que nos indicará que se está ejerciendo la fuerza inicial, que como sabemos es de 10 kgf.

Se desplaza luego la escala hasta que la aguja grande coincide con el cero de los números negros o, lo que es lo mismo, con la palabra "fijar" o "set", figura 10.21. En máquinas cuyos diales no cuentan con la aguja indicadora de carga inicial, bastará ejercer la presión hasta colocar la aguja grande en posición vertical, fijándose exactamente el cero por el desplazamiento de la escala.

Una vez colocada la máquina en cero, se suelta el disparador permitiéndose así que actúe la carga adicional y cuyo efecto se transmite lentamente al penetrador por la acción del amortiguador de aceite; la bolilla o diamante al penetrar en el material desplaza en su movimiento, mediante un sistema de relojería, a la aguja del dial, la que se detendrá al cesar la penetración.

Como por definición la dureza Rockwell es el incremento de penetración una vez que cese la acción de la carga adicional, o sea que debe permitirse al material su recuperación elástica, se llevará el disparador hacia adelante para suprimir la acción de las pesas, la aguja entonces retrocede y al detenerse nos indicará directamente sobre la escala considerada la dureza Rockwell del material ensayado.

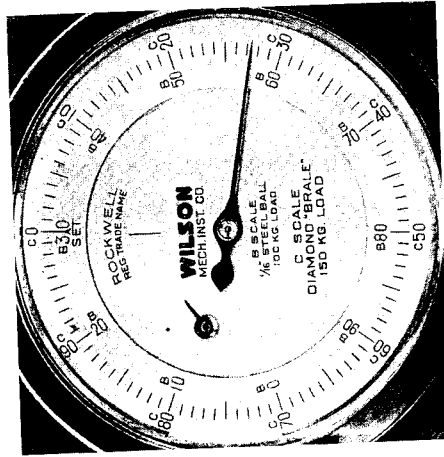


Figura 10.21. Dial indicador de Durezza Rockwell standard.

suprimir la acción de las pesas, la aguja entonces retrocede y al detenerse nos indicará directamente sobre la escala considerada la dureza Rockwell del material ensayado.

10.3.5 CONDICIONES DE ENSAYO

Para una correcta determinación del número Rockwell es necesario tener en cuenta las siguientes condiciones dadas por las normas:

- La superficie del material a ensayar debe presentarse pulida, libre de partículas extrañas, seca y exenta de lubricantes, no así el titanio que debe ser lubricado. Al ser preparadas deben evitarse calentamientos y maquinados bruscos que pueden modificar la dureza del metal.

y bolilla de acero de 1/16" (B - F y G); tablas 7 y 8 del apéndice.

La corrección no resulta necesaria para piezas de radio de curvatura mayor de 38 mm en las escalas con diamante o mayor de 25 mm con penetrador de acero de 1/16".

Los factores de corrección no sólo dependen del radio de curvatura sino que además, son función de la dureza del material. En ningún caso es aconsejable que el factor exceda al 10 % del valor obtenido en el ensayo.

En ensayos sobre superficies convexas, no cóncavas, la exactitud del método disminuye a pesar de las correcciones a las que hicimos referencia. Ello debe atribuirse: a posibles faltas de alineación de los platos de apoyo; al apoyo defectuoso del material en los dispositivos en V; a superficies no siempre rigurosamente aptas para el ensayo; etc.

10.3.6 RELACIONES ENTRE LA DUREZA ROCKWELL Y BRINELL

Por tratarse de un método absolutamente empírico los resultados obtenidos entre las diferentes escalas de dureza Rockwell no son comparables entre sí, menos aún con otros métodos de dureza.

Sin embargo y ante la necesidad de conocer la dureza de los metales y aleaciones, según los distintos métodos de ensayos, existen tablas de conversión preparadas por institutos especializados o fabricantes de los durómetros.

El valor que se obtiene de la conversión es válido exclusivamente en aquellas aleaciones para las que fue realizada y aún así deben considerarse con las reservas del caso. Es común encontrar tablas que aun para iguales materiales e idénticas condiciones de ensayo difieren en los valores de conversión.

También las durezas Rockwell y Brinell pueden relacionarse mediante fórmulas empíricas o ábacos que sólo aseguran valores aproximados.

10.3.7 DUREZA ROCKWELL SUPERFICIAL (1932)

Con máquinas especiales puede aún ampliarse el número de combinaciones o de escalas en las determinaciones Rockwell, empleando el cono de diamante y las mismas bolillas que para el método anterior, con carga inicial de 3 kgf (29 N) y adicionales de 12; 27 y 42 kgf (118; 265 y 412 N) obteniéndose lo que se denomina "Dureza Rockwell Superficial".

La dureza superficial puede emplearse con cono de diamante en piezas extremadamente delgadas (hojas de afeitar) o bien sobre aquellas que han sufrido tratamientos superficiales (capas de aceros nitruados); empleando las bolillas de acero se puede también ensayar aceros blandos, bronce, etc.

La máquina de ensayos para este tipo de dureza tiene una escala única

dividida en 100 partes iguales, correspondiendo a cada división una penetración de 0,001 mm, lo que hace un total de 0,1 mm.

Como en el caso de la dureza Rockwell estándar, en la superficial se tiene cargas y penetradores (la escala es única), 15 combinaciones de ensayos, que se distinguen mediante la carga total en kilogramo-fuerza y el diámetro o tipo de penetrador representado por una letra:

T para bolilla de 1/16"	: 15T - 30T y 45T
W " " " 1/8"	: 15W - 30W y 45W
X " " " 1/4"	: 15X - 30X y 45X
Y " " " 1/2"	: 15Y - 30Y y 45Y
N para diamante	: 15N - 30N y 45N

En el valor de ensayo debe indicarse la escala utilizada, así por ejemplo:

HR30N significa: Dureza Rockwell superficial - carga 30 kgf (294 N) - penetrador: diamante

HR45T significa: Dureza Rockwell superficial - carga 45 kgf (441 N) - penetrador: bolilla 1/16"

La escala N se emplea para materiales similares a los indicados para las escalas A, C y D del método estándar; la T reemplaza a las B, F y G, y las W, X e Y se emplean en metales muy blandos.

Las determinaciones de dureza superficial resultan de gran utilidad en los casos en que los metales presenten muy pequeño espesor o donde se requiera que la impresión sea casi imperceptible. A este respecto, la figura 10.22 nos muestra las distintas penetraciones obtenidas sobre un mismo acero, empleando el método Brinell y Rockwell estándar y superficial con penetrador de diamante.

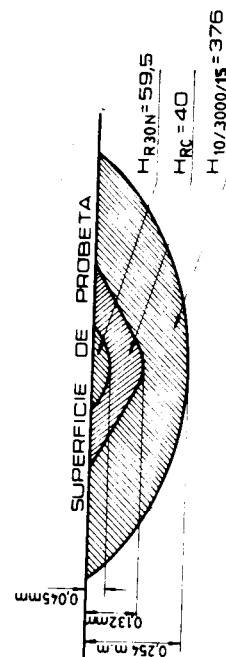


Figura 10.22. Penetraciones en acero.

Las condiciones de ensayo son las mismas que para el método anterior, a diferencia que la velocidad de desplazamiento del penetrador se fija de 5 a 7 s para la carga de 30 kgf en vacío.

En los casos de superficies curvas convexas su diámetro mínimo será de 3 mm. De 3 a 25 mm los valores de ensayo deben ser corregidos (tablas 9 y 10 del apéndice).

10.3.8 MÁQUINAS EMPLEADAS

Los ensayos de dureza superficial pueden llevarse a cabo en máquinas que permiten, además, realizar determinaciones estándar; en estos casos el dial se presenta con las escalas correspondientes a ambos métodos.

La calibración de las máquinas para ensayos Rockwell en general coincide con las descripta para los durómetros Brinell, siendo en este caso distintas las tolerancias de los penetradores y el instrumento de lectura podrá presentar un error máximo de $\pm 0,5$ unidades Rockwell.

10.3.9 DETERMINACIÓN DE LOS ESPESORES MÍNIMOS

Si bien en general se sigue el criterio que el espesor de la probeta no debe ser menor que 8 a 10 veces la profundidad de penetración, es posible determinar el espesor mínimo del material en base a los gráficos indicados en la figura 10.23

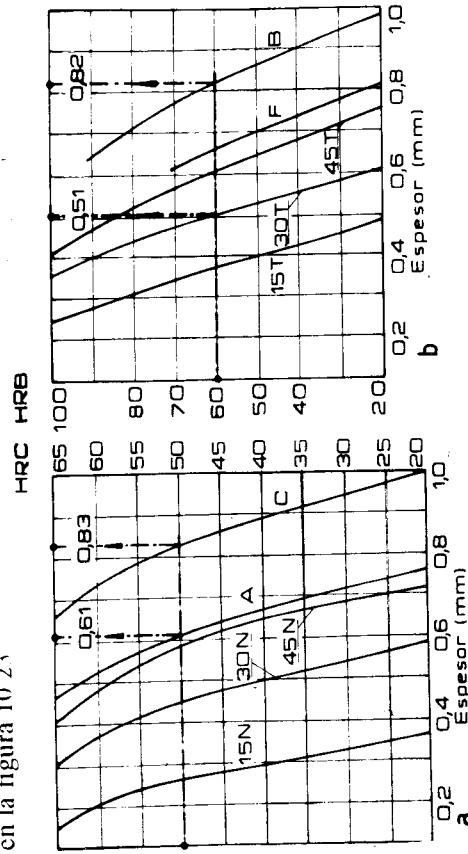


Figura 10.23. Espesores mínimos de probetas en función de HRC y HRB.

Para la aplicación de los gráficos debe partirse del conocimiento, aún en forma aproximada, de la dureza HRC o HRB del material a ensayar. Así por ejemplo en la figura a se tiene que, si HRC = 50, la probeta no podrá presentar

un espesor menor de 0,83 mm para ser ensayada en la escala C, ni menos de 0,61 mm para la A. De igual forma en la figura b se pueden determinar los espesores mínimos para las escalas 15N; 30N; 45N.

El criterio a seguir con el gráfico b, válido para el empleo de bolillas de 1/16", es similar al anterior, pero debe identificarse al material por su dureza HRB, como se indica en el ejemplo (HRB = 60).

10.4. DUREZA VICKERS

La determinación de la dureza Vickers es semejante a la de Brinell, pues se calcula dividiendo la carga aplicada por la superficie de la huella producida; sin embargo, se diferencia de ésta por el valor de la carga, que podríamos considerar comparativamente muy pequeña, y por el penetrador, que en este caso es una punta de diamante en forma de pirámide cuadrangular con un ángulo en el vértice de 136° (Fig. 10.24).

$$HV = \frac{P}{\text{Sup. impresión}}$$

La superficie de la impresión será la de una pirámide de cuatro lados:

$$\text{Sup} = 4 \times \ell \times \frac{ap}{2}$$

en donde:

$$ap = \frac{\ell}{2 \times \sin 68^\circ} \text{ y } \ell^2 = \frac{d^2}{2}$$

reemplazando, tenemos:

$$\text{Sup} = \frac{\ell^2}{\sin 68^\circ} =$$

$$\frac{d^2}{2 \times \sin 68^\circ} = \frac{d^2}{1,854}$$

$$HV = \frac{1,854 P}{d^2} \text{ (kgf/mm}^2\text{)}$$

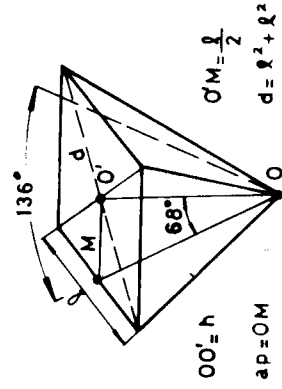
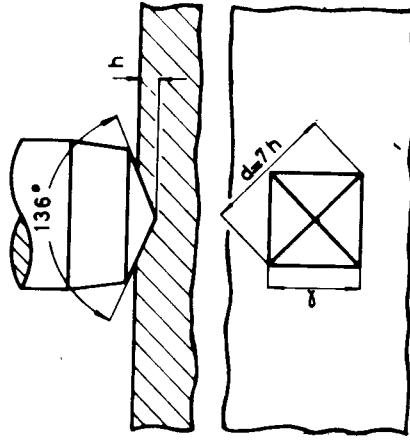


Figura 10.24. Diamante y penetración Vickers.

El valor de d a aplicar en la fórmula se obtendrá del promedio de las dos diagonales, medidas con la apreciación de 0,001 mm.

Los métodos de dureza que relacionan la carga con la superficie de la impresión consideran el valor de ensayo en kgf/mm^2 , unidades que se omiten para designar al resultado como número de dureza del método empleado, en este caso "Número Vickers".

El valor del Número Vickers puede determinarse en base a la diagonal promedio mediante tablas dadas por las normas. La número 11 del apéndice de reproducimos por gentileza de la American Society for Testing and Materials.

Si el material presenta superficie curva, cóncava o convexa, se tomará como valor de dureza el obtenido del ensayo corregido mediante factores de acuerdo a la relación d/D (ASTM E92 - Tabla 12).

La diagonal se mide en instrumentos ópticos micrométricos que, como ilustra la figura 10.25, pueden ir montados en el cabezal de la máquina de ensayo.

Las cargas que fija el método varían de 1 a 120 kgf, siendo posible obtener en los durómetros Vickers para ensayos estándar, cargas de 1; 2; 5; 10; 30; 50; 100 y 120kgf de las cuales las de 10; 30 y 50 kgf son las de mayor uso. En metales de estructuras poco uniformes se emplea preferentemente la carga de 100 kgf.

Si se tiene en cuenta la indeformabilidad del penetrador de diamante, el valor obtenido sobre un mismo metal no varía con la carga aplicada, por resultar proporcional a la diagonal de la impresión que produce, por lo que su elección se realiza considerando el espesor y naturaleza del material a ensayar.

El ángulo de 136° del diamante piramidal Vickers se fijó de manera de reproducir las condiciones de flujo plástico, del penetrador Brinell, cuando el

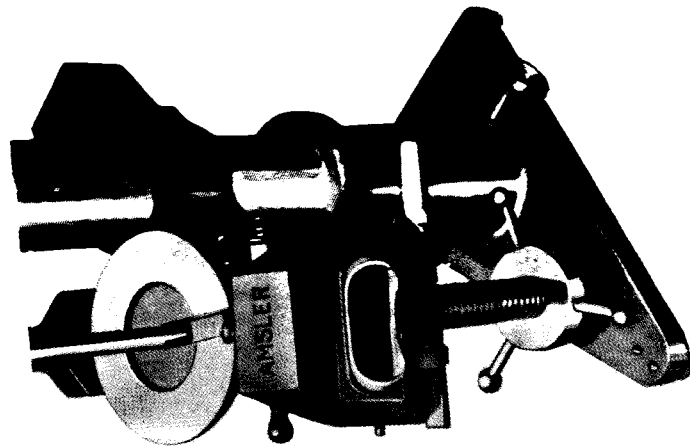


Figura 10.25. Determinación de la impresión Vickers.

diámetro de la impresión está comprendido entre 0.25 y 0.50 D, figura 10.26, para obtener valores de dureza que teóricamente coincidan para ambos métodos en ensayos realizados sobre un mismo material.

Sin embargo la deformación elástica de las bolillas de acero del método Brinell y la indeformabilidad del diamante Vickers hace que la igualdad de los resultados de ensayos sólo tenga lugar para materiales no muy resistentes o de relativa poca dureza, pudiendo estimarse como límite de comparación al valor: $240 \text{ HV} = 240 \text{ HB}$.

Para metales más duros y por el motivo indicado, se produce una diferencia que se acrecienta hasta aproximadamente el 7 % para 450 HB (482 HV).

La ventaja del método Vickers con respecto al Brinell y Rockwell radica en el hecho que pueden ensayarse, sin cambio de penetrador, metales muy blandos (de 5 HV) con pequeñas cargas, hasta los extremadamente duros, con cargas más elevadas, que presentan una dureza de más de 1000 HV, cumpliéndose en todos los casos con la Condición de Semejanza Geométrica (Fig. 10.6).

Por lo reducida que resultan las impresiones obtenidas la determinación puede efectuarse aún en piezas terminadas, con la ventaja de que la medición de las diagonales resulta poco afectada en los casos en que los laterales del cuadrado del área proyectada de la impresión se presenten contraídos (metales recocidos) o ensanchados (metales trabajados en frío).

Las máquinas para ensayos Vickers aplican las cargas en algunos casos, mediante pesas contrastadas de acción directa sobre el cabezal que contiene al diamante, evitándose así la transmisión por palancas. En algunos casos se utilizan máquinas combinadas en las que es posible además, determinar durezas según los métodos de Brinell y Rockwell.

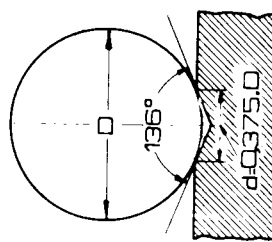


Figura 10.26. Relación de impresiones HV-HB

10.4.1 CONDICIONES DE ENSAYO

- 1) En general, para realizar un ensayo Vickers es necesario seguir las mismas recomendaciones que para el de dureza Rockwell, debiendo tenerse especialmente presente que la superficie del material debe presentarse casi rectificada y que la carga actuará durante 10 ó 15 s pudiendo llegar a 30 s en ensayos especiales.

El tiempo de incremento de la carga, hasta alcanzar el valor de ensayo, debe ser lo suficientemente lento para evitar choques o vibraciones, en general éste tiempo varía entre 10 y 15 s.

- 2) Los aceros de bajo carbono presentan un número Vickers variable entre 120 y 170, y los duros o tratados térmicamente, entre 800 y 1000; al tener en cuenta estos valores y por la consulta de la tabla recomendada por la BSI (British Standards Institution), para fijar el espesor del material a ensayar, comprobamos que para los últimos, éste puede llegar a 0,065 mm, lo que nos dice que el método es aplicable a probetas o piezas muy delgadas y hasta a aquéllas tratadas superficialmente.

En general, para los casos en que no se disponga de tablas como la mencionada, el espesor de la probeta puede adaptarse igual a 1,5 veces el valor d de la diagonal de la impresión, la que a su vez resulta 7 veces la profundidad h de penetración ($h = d/7$).

Si se tiene idea, aunque sólo aproximada, de la dureza del material a ensayar, en base al espesor del material disponible, se puede fijar la carga a aplicar más adecuada, a la inversa, es posible determinar el espesor si previamente se fija la carga máxima, en la figura 10.27 se indican estas

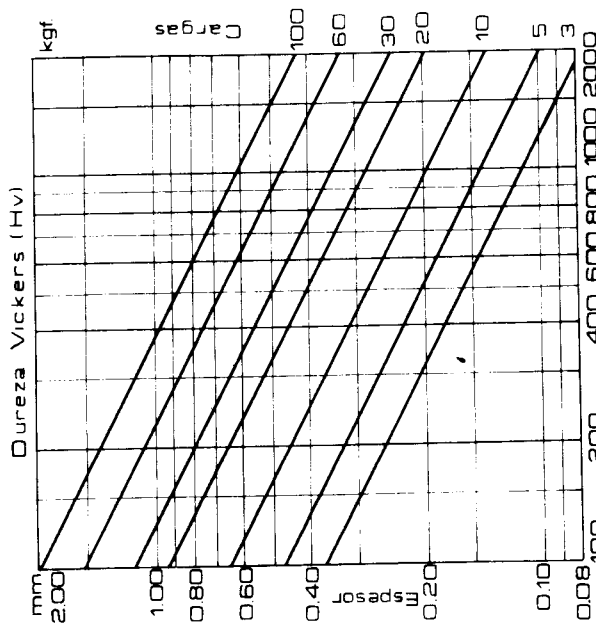


Figura 10.27. Determinación gráfica de los espesores o cargas de ensayos en dureza Vickers.

relaciones para algunas de las cargas más utilizadas.

Obsérvese que a los efectos de poder representar en el dibujo los límites de dureza Vickers, la ordenada correspondiente se representa en escala logarítmica.

- 3) Cuando se ensayan piezas cilíndricas la relación entre la diagonal de la impresión o impronta y el diámetro de la superficie (d/D), no será mayor de 0,2. En estos casos, al igual que lo ya visto en dureza Rockwell, el valor de dureza obtenido debe ser afectado por un factor de corrección, que es función de la relación d/D y de la ubicación de la impresión con respecto al eje de la superficie curva (ASTM E92; IRAM-IAS U 500-110).
- 4) El valor de dureza a adoptar surgirá del promedio de por lo menos cinco determinaciones, las que se efectuarán a una distancia entre sus bordes, o del borde de la pieza, no menor de 2,5 veces el valor de la diagonal.
- 5) Previo a la realización del ensayo la máquina deberá verificarse con patrones de dureza garantizados, generalmente provistos por su fabricante, siendo considerada apta para el uso si la dispersión de por lo menos cinco determinaciones sobre el material a ensayar no excede en más del 4 %, en cuyo caso el promedio de las durezas obtenidas no deberá diferir en no más del 2 % con respecto a la del patrón. De esta manera, el durómetro debe cumplir la doble exigencia de repetibilidad y exactitud.
- 6) Para caracterizar las condiciones de ensayo, se coloca como subíndice de HV el valor, en kgf, de la carga aplicada, obteniéndose para los ensayos estándar: HV₃₀ y HV₅₀.

10.4.2 COMPARACIÓN DE LAS DUREZAS VICKERS, ROCKWELL C y A

Teniendo en cuenta que el empleo práctico del método Vickers no se encuentra limitado por la dureza de los metales, estimamos conveniente indicar las relaciones que lo ligan al método Rockwell en sus escalas A y C, que por usar también penetrador de diamante, en principio admiten la misma amplitud en las determinaciones.

Para mejor interpretar los valores de la tabla recuérdese que si bien en los métodos HRC y HRA el límite inferior de determinación es 20, por razones de preservación del diamante y aún del material, el límite máximo para HRC es de 70, pasado el cual debe emplearse la escala A.

con las que pueden aplicarse cargas de 1 a 1000 grf.

Cuando se emplea el diamante piramidal Vickers (136° en el vértice), la dureza se determina, como ya vimos, por el cociente entre la carga aplicada y la superficie de la impresión producida:

$$\text{Microdureza Vickers Hmv} = \frac{P}{S} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right) = 1854,36 \frac{P \text{ (grf)}}{d^2}$$

en donde y teniendo en cuenta la gran sensibilidad del método, la constante se toma con mayor exactitud ($2 \times \text{sen } 68^\circ = 1,85436$), y al aumento del dispositivo óptico para la determinación de la diagonal de la impresión no debe ser menor de 400 μ .

Aplicando cargas de 300 grf la profundidad de penetración alcanza, en los metales más duros, 3 ó 4 μ m, pudiendo ensayarse por lo tanto espesores de 30 a 40 μ m, con cargas menores, el espesor puede llegar a 10 ó 20 μ m.

Como desarrollo posterior al Vickers surge el método Knoop, que mide la dureza a través de la tensión media entre el penetrador y el material, a tal efecto recordemos que hemos definido como tensión media a la relación entre la carga aplicada y la proyección del área de contacto, concepto éste que hace al método más racional. Permite además eliminar la influencia de la recuperación elástica en el valor de la dureza por un efecto de forma, pues como veremos considera para el cálculo una diagonal prácticamente invariable, con o sin carga aplicada.

El penetrador Knoop, figura 10.28 (F. Knoop, 1939), indicado por la National Bureau of Standard (USA), al igual que el Vickers, está constituido por un diamante, que en este caso presenta una talla también piramidal, pero en la que dos de sus aristas forman un ángulo 172° 30' y las otras dos 130°.

La dureza Knoop se determina relacionando la carga aplicada con el área del romboide base de la impresión, en la que no debe tenerse en cuenta la recuperación elástica del material ensayado, para lo cual la medida de sus diagonales debería efectuarse sin eliminar la carga.

$$\text{Microdureza Knoop} = \frac{\text{Carga}}{\text{Sup. de la base de la impresión}} = \frac{P}{S_p} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right)$$

Ahora bien, como es imprescindible quitar el penetrador para realizar dichas mediciones, lo que permite la recuperación del material con la consiguiente deformación de la impresión, no se cumpliría con la condición del área no recuperada si ésta se determina por sus diagonales. Por lo tanto y considerando que la diagonal mayor ℓ no resulta prácticamente afectada por dicha recuperación, el cálculo de la superficie se realiza en función de ésta:

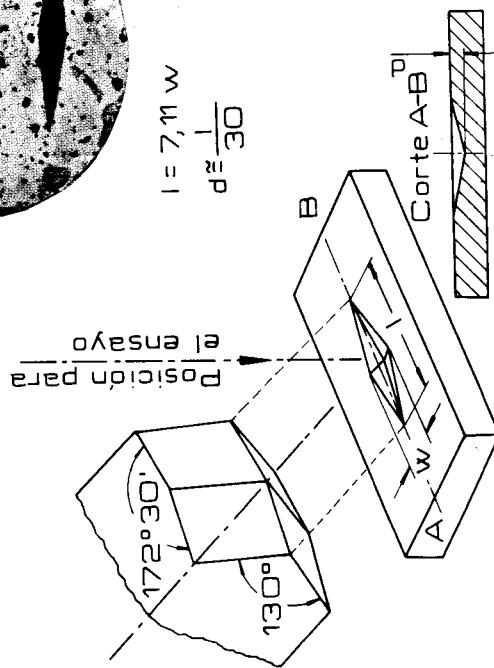
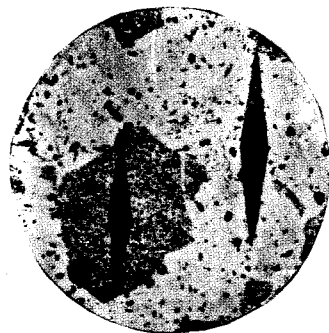
Vickers P ≥ 5 kgf	ROCKWELL C			ROCKWELL A		
	HRC	penetración (μ m)	espesor mín. (mm)	HRA	penetración (μ m)	espesor mín. (mm)
234	20	160	1,6	60,5	79	0,79
252	25	150	1,5	63	74	0,74
298	30	140	1,4	65,5	69	0,69
341	35	130	1,3	68	64	0,64
392	40	120	1,2	70,5	59	0,59
453	45	110	1,1	73	54	0,54
526	50	100	1,0	76	48	0,48
612	55	90	0,9	78,5	43	0,43
715	60	80	0,8	81	38	0,38
840	65	70	0,7	84	32	0,32
940	68	64	0,6	85,5	29	0,29

10.5. MICRODUREZA VICKERS Y KNOOP

Si bien sería posible describir todavía muchos otros métodos estáticos de dureza, los ya mencionados, por ser los más utilizados, resultan suficientes a nuestra finalidad, restando solamente hacer referencia a los ensayos de microdureza, de gran uso práctico en metalografía y que permiten efectuar determinaciones en materiales en donde no pueden emplearse otros métodos.

La penetración en estos casos es del orden de los micrones (1 micrón = 1 μ m = 0,001 mm), por lo que pueden ensayarse chapas extremadamente delgadas, determinar la dureza del filo de una herramienta de corte, de tratamientos superficiales de los metales (nitruado, cementado, etc.) y de los recubrimientos aplicados por electrodeposición.

Los ensayos de microdureza se realizan empleando penetradores de diamante Vickers o Knoop en máquinas de alta apreciación y sensibilidad,

Aleación Plomo - Antimonio
(150 x)

$$l = 7,11 w$$

$$d \approx \frac{l}{30}$$

Figura 10.28. Penetrador Knoop e impresiones producidas.

Si llamamos Sp al área de la base de la impresión no recuperada, en mm^2 se tendría:

$$Sp = \frac{w \times l}{2}$$

donde w y l son las diagonales del romboide.

Teniendo en cuenta los ángulos del penetrador y las diagonales de la impresión producida (Fig. 10.28), del corte AB se deduce:

$$\text{Penetración} = d = \frac{\frac{l}{2}}{\text{tg } (172^\circ 30' / 2)} = \frac{\frac{l}{2}}{\text{tg } 86^\circ 15'}$$

Por otra parte si efectuáramos el corte en la dirección de la diagonal menor (w) se tendría:

$$d = \frac{w/2}{\text{tg } (130^\circ / 2)} = \frac{w/2}{\text{tg } 65^\circ}$$

igualando nos queda:

$$\frac{l}{\text{tg } 86^\circ 15'} = \frac{w}{\text{tg } 65^\circ}$$

$$w = 0,14056 l$$

valor que reemplazamos en la fórmula de la superficie para independizarla de la diagonal que se modifica en la recuperación.

$$Sp = \frac{0,14056 \times l^2}{2} = 0,07028 l^2$$

$$7,028 \times 10^{-2} = \text{constante del penetrador} = Cp$$

y la dureza en kgf/mm^2 o número Knoop resulta:

$$\text{Número de dureza Knoop} = HK = \frac{P}{Sp} = \frac{P}{Cp \times l^2} = 14229 \frac{P (\text{grf})}{l^2 (\mu\text{m})}$$

Conociendo el valor de la diagonal mayor y la carga, la dureza puede obtenerse directamente mediante el empleo de la tabla 11.

La diagonal l puede oscilar entre 5 y 1000 μm , según la carga aplicada y la dureza del material. En la figura 10.28 se indican, ampliadas 150 veces, las impresiones obtenidas en una aleación de plomo-antimonio.

A diferencia de la dureza Vickers estándar en la que el valor obtenido es independiente de la carga de ensayo, en microdureza para cargas menores de 300 grf en el método Knoop y de 100 grf en el micro Vickers, los resultados obtenidos resultan una función directa de carga de ensayo, figura 10.29.

El apreciable aumento de la dureza Knoop para cargas menores de 300 grf

es atribuible a errores de medición, aún bajo importantes aumentos de la impresión y a una relativamente marcada recuperación elástica que influye en la diagonal mayor. Por lo expuesto aconsejamos evitar comparaciones de los valores de dureza Knoop cuando se utilizan cargas de ensayo menores a los 300 grf.

En cambio en el método Vickers, la disminución de la dureza con la carga por debajo de los 100 grf, es originada por condiciones de plasticidad parcial.

A igual carga de ensayo la impresión que produce el diamante Knoop, presenta una diagonal 3 veces mayor y una profundidad de penetración de aproximadamente $1/3$ menor que la que produce la pirámide Vickers.

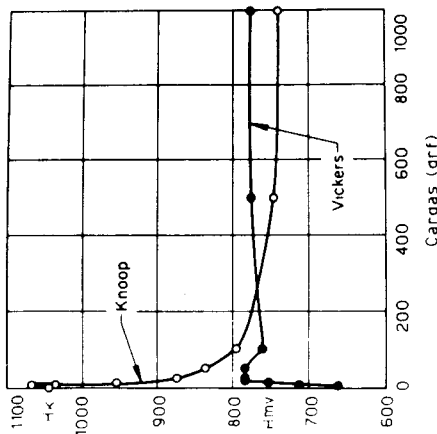


Figura 10.29. Variación de las microdurezas con la carga. (ASM)

10.5.1 CONDICIONES DE ENSAYO

La correcta determinación del número Vickers o Knoop exige que:

- 1) La superficie del material a ensayar deba estar rectificadada o lo suficientemente pulida como para garantizar una clara definición de la impresión, tratando de minimizar las distorsiones superficiales por calentamientos o endurecimiento por deformación en el maquinado.
- 2) La carga de ensayo será función del espesor de la pieza y de la nitidez de la impresión y se la aplicará durante un tiempo, de 10 a 15 s, pudiendo aumentarse en materiales blandos a 30 a 45 s.
- 3) El durómetro deberá estar en áreas libre de vibraciones.
- 4) El valor de dureza resultará del promedio de por lo menos cinco determinaciones lo suficientemente distanciadas como para evitar el endurecimiento por impresiones anteriores.

10.52 MÁQUINAS DE ENSAYO

Los usos y exactitud de los ensayos de microdureza exigen el empleo de máquinas especiales en las que debe tenerse en cuenta, inclusive, la vibración del soporte del penetrador y la temperatura del ambiente, en el que se ejecuta la experiencia (15 a 30 °C) para no modificar la viscosidad del lubricante empleado en las partes de la máquina animadas del movimiento.

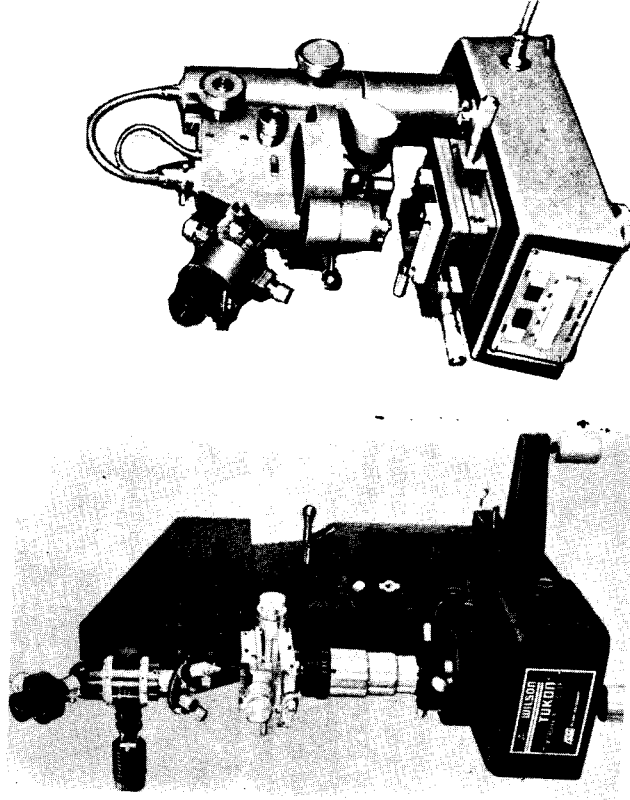


Figura 10.30. a) Microdurómetro Tukon; b) Microdurómetro Shimadzu. (Laboratorio Otto Krause).

La figura 10.30a nos muestra la máquina Tukon modelo MO, que reproducimos por atención de la Wilson Mechanical Instrument Division (USA), de alcance variable entre 1 y 1000 grf, la que es gobernada por dispositivos electrónicos, de manera que exceptuando la medida de la diagonal mayor de la impresión, opera automáticamente.

El tiempo de aplicación de la carga es de 20 segundos y la carga considerada estándar es la de 300 grf.

El durómetro de la figura 10.30b es el de la firma Shimadzu, de alcance entre 25 y 1000 grf. Permite observaciones y mediciones de las impresiones

en forma directa sobre el ocular, con divisiones de 20 μm cada una y tornillo micrométrico para ajuste de medida con apreciación de 0,5 μm .

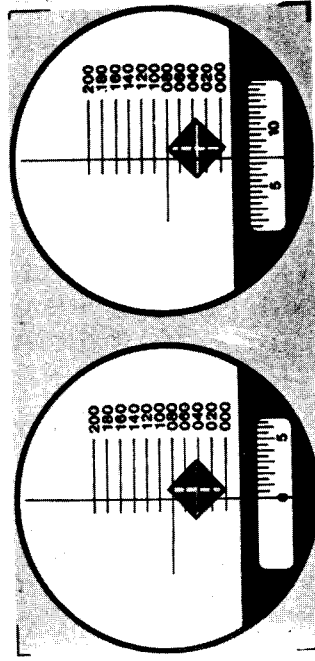


Figura 10.31. Determinación de la diagonal de una impresión Vickers.

Para medir la diagonal Vickers se coloca un vértice de la impresión coincidentemente con una línea de la escala del ocular de 20 μm cada división, en el caso de la figura 10.31, se parte de la línea cero, y se registran las divisiones que corresponden al otro vértice, en el ejemplo 4 divisiones igual a 80 μm . Para medir el excedente se acciona el tornillo micrométrico hasta que el vértice superior coincida con la línea del primer registro, la escala del tornillo indicará este valor, por lo que la medida de la diagonal resulta:

$$\begin{aligned} \text{Lectura sobre la escala del ocular} &= 4 \text{ div. } 20 \mu\text{m/div} &= 80 \mu\text{m} \\ \text{Lectura sobre el tornillo micrométrico (lectura directa)} &= 7,5 \mu\text{m} \\ \text{diagonal: } d &= 87,5 \mu\text{m} \end{aligned}$$

El equipo Shimadzu aplica cargas de 25; 50; 100; 200; 300; 500 y 1000 grf, presentando 100 aumentos para la elección del campo de dureza y 400x para la medición y obtención de la fotografía de la impresión.

La aplicación de las cargas es automática en tiempos de 5; 10; 15; 30 y 45s.

10.5.3 VALORES DE ENSAYO

Laboratorio: Escuela Otto Krause.
Durómetro: Shimadzu de 25 a 1000 grf de alcance.
Observación: objetivo: 10x - ocular 40x Aumento: 400x
Carga de ensayo: 400 grf
Materiales: Metales electrodepositados.

10.6. DUREZA SHORE (A. F. Shore 1907)

El método Shore consiste en determinar el rebote que sufre un percusor al chocar contra la superficie del material que se ensaya, cuando se lo deja caer desde una altura determinada, la diferencia entonces con respecto a los métodos vistos es fundamental, pues en este caso se trata de una determinación dinámica.

El percusor, cuyo peso varía entre 5 y 7 grf es de acero muy duro y de forma cilíndrica, terminando en una punta redondeada perfectamente calibrada o en un diamante. Su caída se efectúa por el interior de un tubo de vidrio de unos 250 mm de longitud, el que para valorizar la magnitud de los rebotes cuenta con una escala arbitraria de 140 divisiones correspondiendo al cero de la misma con la posición del percusor cuando su punta apoya en la superficie de la probeta y la graduación 100 con la del rebote sobre un acero templado para herramientas; el espacio entre 0 y 100 se dividió en partes iguales, prolongándolas luego a toda la longitud del tubo, el que tiene como soporte un brazo metálico en U acostada, sobre cuya base se apoya la probeta.

El percusor es llevado a una altura fijada, dejándose caer una vez que el aparato esté nivelado y que la parte inferior del tubo comprima la superficie de la pieza. La altura alcanzada en el rebote dependerá de la energía del percusor en el momento

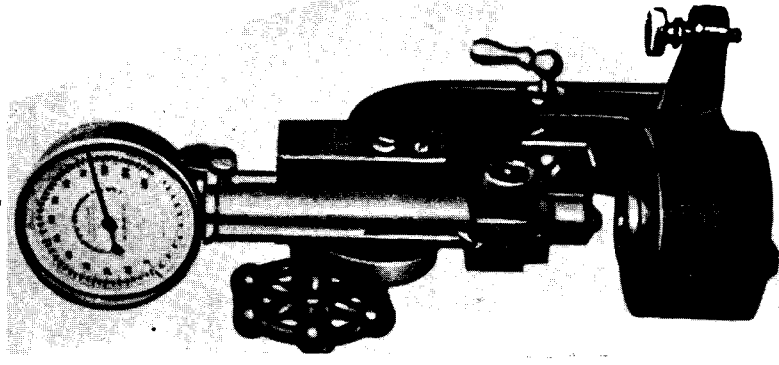


Figura 10.32. Durómetro Shore

de ser rechazado por el material, pudiéndose admitir que esa energía es igual a la diferencia entre la que posee éste al chocar y la que se gasta para deformar a la probeta, así pues para un mismo percusor, con una misma altura de caída, el rebote será mayor en materiales más duros por ser menor la energía de deformación gastada.

Los esclerómetros (Fig. 10.32) que permiten, mediante un sistema de relojería, determinar sobre un cuadrante graduado la altura del rebote del percusor, debido a que en los siguientes a variado la altura de caída y el material sufre un endurecimiento por efecto de la primera deformación.

El método Shore se utiliza con preferencia en piezas muy duras y en materiales frágiles, debiendo ser plana y pulida la probeta empleada.

10.7. DUREZA BRINELL DE TALLER

En los talleres y en las fundiciones se presenta, en gran número de casos el inconveniente de no poder transportar las piezas a los laboratorios para la determinación de su dureza, ya sea por su gran tamaño o por la pérdida de tiempo que ello representa, por lo que es necesario construir aparatos sencillos

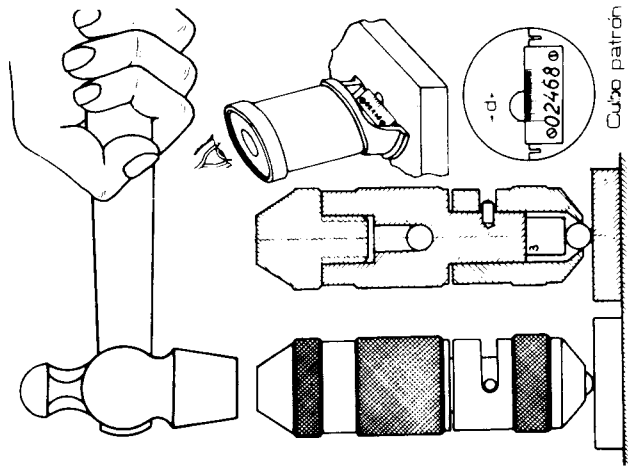


Figura 10.33. Dureza Brinell Portátil

y de fácil manejo para realizar estas comprobaciones a fin de no obstaculizar la producción, así como también, en caso de duda, asegurar al operario el correcto empleo del material a utilizar en la fabricación de piezas metálicas.

El dispositivo Brinell portátil para la determinación de la dureza de metales se basa en el mismo criterio que el de Brinell ya visto, con la diferencia de que en este caso la carga es dinámica y se aplica, como indica la figura 10.33, mediante un golpe de martillo, pudiendo variar el valor de la energía aplicada, aún para un mismo material.

El aparato está compuesto por un pequeño cilindro hueco, estriado en su parte media, en cuyo extremo inferior se encuentra una bolilla de acero duro y por el superior sobresale el percusor, que al ser golpeado comunica la carga a un cubo de dureza conocida y de este a la bolilla que provoca la impresión sobre el material.

Por efecto del golpe, el penetrador de acero produce dos impresiones, una sobre el material y otra sobre el cubo patrón, cuyos diámetros nos permiten determinar la dureza mediante el empleo de una tabla que acompaña al aparato, de lo que se desprende, además, que con cada cubo puede efectuarse sólo seis determinaciones.

Otros dispositivos similares tienen como elemento comparador una barra de acero de dureza conocida, que se introduce por la ranura con que en estos casos cuenta el cilindro; la barra se coloca entre el percusor y la bolilla, debiendo ser desplazada a medida que se utiliza.

El aparato de dureza de la figura 10.33 es de patente Boehler, con cubos patrones como elementos comparadores.

Debido a que la carga que origina la impresión en la pieza y en el cubo patrón es la misma, se puede demostrar, empleando la fórmula de dureza Brinell, que ésta no influye en los resultados, pues a igualdad de cargas tenemos:

$$HB = HB_c \frac{D - \sqrt{D^2 - d_c^2}}{D - \sqrt{D^2 - d_p^2}}$$

en donde HB_c es la dureza del cubo patrón, D el diámetro del penetrador, d_c y d_p los diámetros de las impresiones en el cubo y en la pieza ensayado.

10.8. APARATO ROCKWELL PORTÁTIL

La figura 10.34 muestra otro aparato portátil de dureza con el cual es posible efectuar determinaciones Rockwell A, B y C, mediante el accionamiento a mano de un sistema de tornillos.

El aparato Rockwell (fabricación Riehle) de la figura 10.34 tiene alcance de hasta 127 milímetros de espesor y su peso es de aproximadamente 2 kgf

Las cargas aplicadas y las durezas se registran en las escalas que se encuentran en la parte superior del mismo.

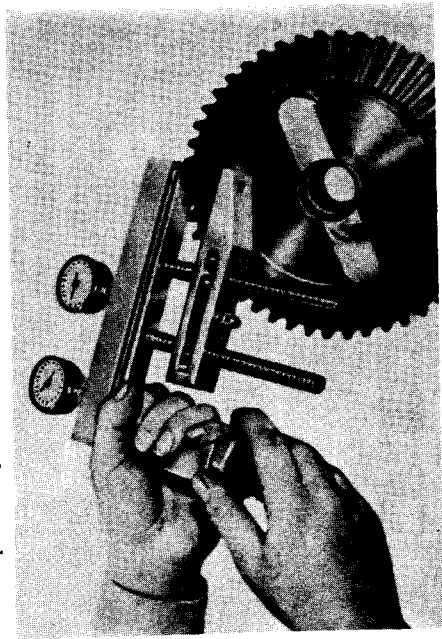


Figura 10.34. Durometro Rockwell portátil.

Los métodos portátiles de dureza no dan generalmente resultados muy rigurosos, pero sí lo suficientemente aceptables como para admitirlos en el taller o en la fundición.

10.9. EQUIPO DE ULTRASONIDO PARA DETERMINACIONES VICKERS Y ROCKWELL

El equipo para determinaciones Vickers y Rockwell indicado en la figura 10.35, de la casa Krautkrämer, emplea oscilaciones de resonancia de una frecuencia de 40 kHz.

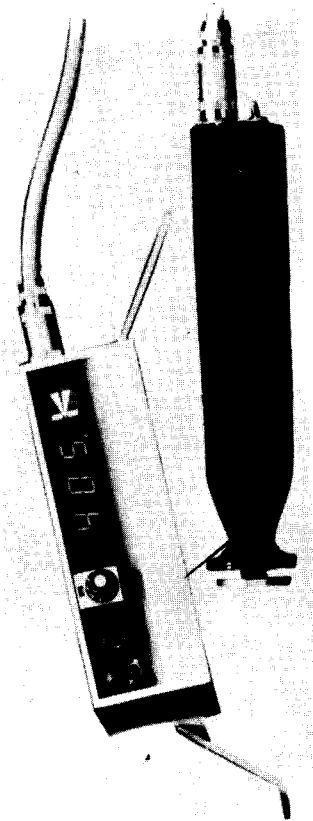


Figura 10.35. Equipo ultrasónico Krautkrämer para dureza Vickers y Rockwell.

La penetración del diamante piramidal de 136° o cónico de 120° se obtiene mediante el accionamiento de un resorte que permite la aplicación de una presión constante.

El penetrador se encuentra en el extremo de una barra magneto-estrictiva, excitada por un campo magnético alterno, de manera que al producirse la impresión variará la frecuencia de resonancia, que tomará distintos valores con las distintas penetraciones según la dureza del material. La variación de la frecuencia es transmitida a un contador electrónico el que mediante una unidad de cálculo da directamente la dureza en números Vickers o Rockwell sobre los dígitos que presenta el instrumento de medición, conectado al equipo.

El equipo de penetración presenta en un sólo conjunto el resorte para la aplicación de la carga, la barra magneto-estrictiva, la bobina de excitación y el discriminador de frecuencia.

La carga a aplicar resulta muy reducida ($857 \text{ grf} = 8.4 \text{ N}$) por lo que origina impresiones casi imperceptibles, lo que permite efectuar determinaciones Vickers (HV de 50 a 995) en piezas ya elaboradas o directamente sobre máquinas de producción.

10.10. DUREZA A ALTAS TEMPERATURAS

Hemos insistido que la dureza de un metal depende del método empleado para su determinación, por lo que no pueden compararse los valores obtenidos cambiando las condiciones de ensayo, siendo para cada caso la resistencia a la penetración una propiedad característica de cada material, que variará, como es de suponer, con la temperatura.

En ensayos de tracción estática y dureza a altas temperaturas se ha encontrado una significativa correlación en las diferencias obtenidas.

Si bien ya hemos hecho mención de que algunos durómetros Rockwell especialmente diseñados presentan equipos de calentamiento, el método de ensayo de dureza a altas temperaturas más utilizado es el Vickers con penetrador de zafiro, el que sin embargo aún no se encuentra normalizado.

10.11. RELACIONES ENTRE LAS DUREZAS BRINELL, ROCKWELL, VICKERS Y SHORE

Si bien la dureza de los materiales se obtiene mediante métodos empíricos, es posible relacionarlas por tablas y ábacos que resultan de la aplicación práctica de los mismos. La figura 10.36 corresponde a un gráfico de equivalencias entre los sistemas de dureza más utilizados para aceros al carbono y en donde

11.1. PLEGADO

El plegado a temperatura ambiente es un ensayo tecnológico derivado del de flexión, y se realiza para determinar la ductilidad de los materiales metálicos.

Este ensayo es solicitado por las especificaciones en la recepción de aceros en barras y perfiles, para la comprobación de la tenacidad de los mismos y después de haber sido sometidos al tratamiento térmico de recocido.

El material se coloca entre los soportes cilíndricos utilizados en flexión, aplicando la carga lentamente hasta obtener el ángulo de plegado especificado para el mismo, el que se mide, como indica la figura 11-1, en la parte exterior de la prolongación de las generatrices o lados de la probeta, o bien cuando se observa la aparición de las primeras fisuras en la cara inferior o la sometida a tracción.

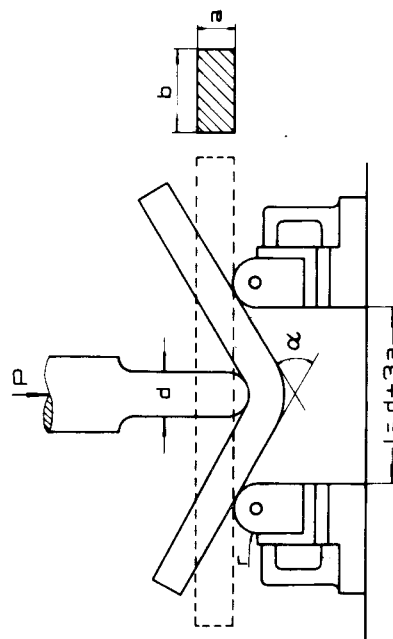


Figura 11-1. Plegado de barra prismática

Si bien pueden plegarse barras cilíndricas, está generalizado el empleo de las prismáticas, las que según DIN 1605, deben presentar anchos variables entre 30 y 50 mm, con aristas redondeadas en 0,1 del espesor de la probeta.

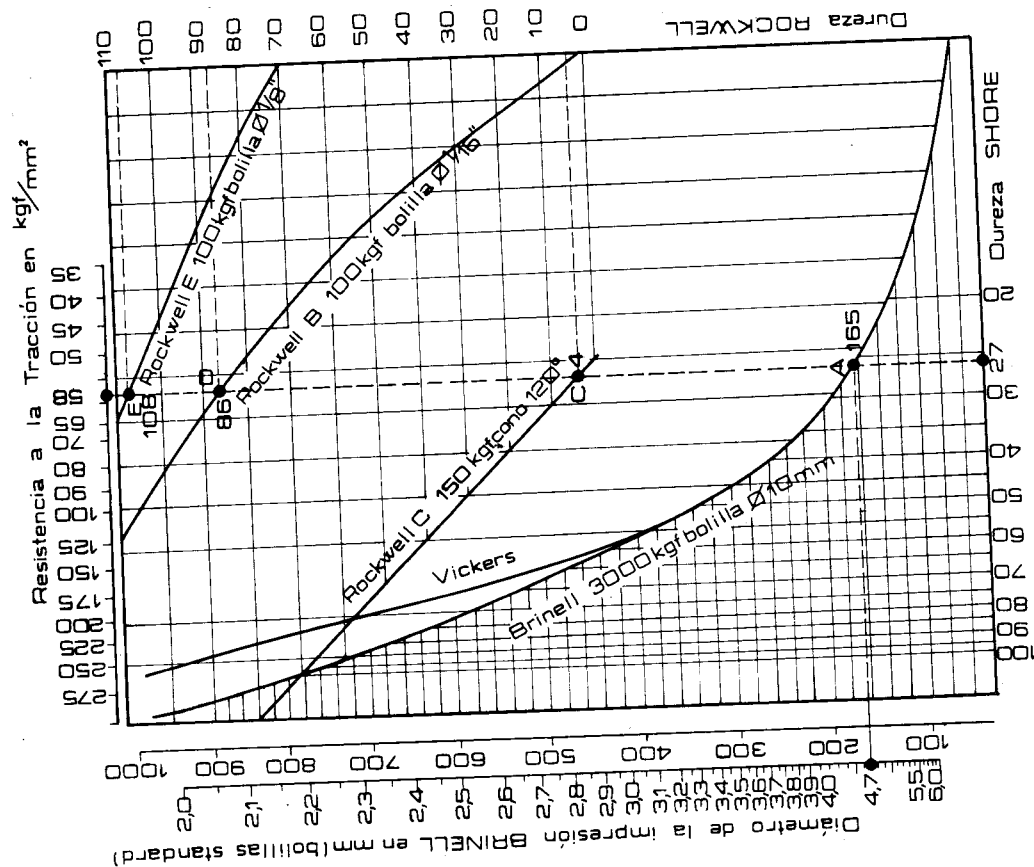


Figura 10.36. Gráfico de equivalencias entre métodos de dureza y la Resistencia, ASM

el ejemplo, si bien no es real nos permite indicar su modo de empleo. (Gráfico de la ASM, American Society for Metals)

Según IRAM 103, el espesor de la probeta será de 20 mm si se "obtiene de productos elaborados o piezas forjadas", las obtenidas en "perfiles, chapas, etc.", se ensayarán directamente si su espesor no excede los 30 mm, caso contrario deberán reducirse a éste valor, conservando una de las caras de laminación, que se colocará sobre el accesorio de plegado de la máquina en el lado opuesto a la superficie en la que se aplica la carga.

Habiéndose comprobado experimentalmente que la relación ancho-espesor influye en los resultados, es conveniente indicar este cociente dimensional.

El radio de los apoyos será de 25 mm para probetas de espesores de hasta 12 mm y de 50 mm cuando exceden aquél valor. El diámetro del elemento transmisor de cargas debe ajustarse a lo especificado por las normas para cada material y condiciones de ensayo, aunque generalmente resulta igual al de los rodillos de apoyo ($r = d$).

La luz entre los bordes de los apoyos se toma aproximadamente igual al diámetro del elemento transmisor del esfuerzo, más tres veces el espesor del material.

La longitud de la probeta será suficiente como para asegurar una correcta colocación de la misma sobre los soportes, respetando las condiciones a que hemos hecho mención; es conveniente que el material a ensayar presente una longitud no menor de 250 mm.

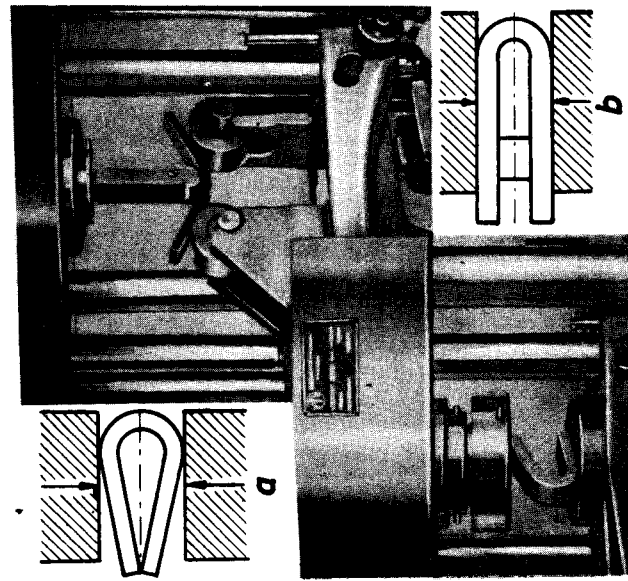


Figura 11-2. Plegado: a) a fondo, b) con calza.

Generalmente el plegado se realiza con un ángulo de 180°, el que se obtiene en dos etapas.

- 1) Colocando el material en el dispositivo anterior, se efectúa el flexionamiento hasta un determinado ángulo.
- 2) Se termina la operación con los platos de compresión, como indica la figura 11-2.

El plegado se denomina "a fondo" cuando los extremos de la probeta se tocan, figura 11-2 a, pudiendo realizarse también el "plegado con calza", figura 11-2 b, que es el que se obtiene cuando se interpone entre las dos ramas del material un elemento de espesor determinado, que generalmente es igual al de la probeta.

El plegado también se efectúa, cuando el material y su espesor lo permitan, colocando uno de los extremos del mismo en un tornillo de banco ("mor-sa") y doblando el opuesto a mano o bien a golpes de martillo, hasta obtener el ángulo deseado o la aparición de las fisuras.

El ensayo dará resultado satisfactorio o, en otras palabras, el material será aceptado si no presenta sobre su parte estirada grietas o resquebrajaduras a simple vista.

Resulta un requisito, que complementa a los ensayos de choque, para la aceptación de chapas a utilizar en tanques o depósitos que contengan fluidos a presión, como por ejemplo aquellos que se utilizarán para envasar gas o elementos contra incendios. En éstos casos se pueden emplear probetas tomadas directamente de los envases, siempre que su curvatura no afecte esencialmente las condiciones de norma.

El ensayo de plegado es además recomendado por las normas ASTM E16 y DIN 50.121, para comprobar la ductilidad de soldaduras en juntas soldadas a tope, para materiales de más de 6 mm de espesor.

12.1. EMBUTIDO

El gran empleo industrial de chapas obtenidas por laminación, no sometidas a maquinados posteriores para conformarlas mediante matrices, hace necesario conocer su aptitud para experimentar deformaciones por embutición. Estas determinaciones se realizan en los laboratorios mediante punzones, en máquinas especiales y técnicas normalizadas.

12.2. ENSAYO ERICHSEN

Los métodos de ensayo de embutido más utilizados, los de Erichsen, Persoz, Olsen, etc., resultan similares entre sí con solo ligeras variantes entre ellos. El más empleado resulta el de A.M. Erichsen (1917), que consiste en presionar un punzón con extremo esférico sobre la chapa o fleje a ensayar, convenientemente apoyada y sujeta a una matriz. Todos los elementos que componen este conjunto o dispositivo de ensayo presentan formas y dimensiones normalizadas, la figura 12-1 nos muestra éstas características de acuerdo a las normas DIN 50101 y 50102.

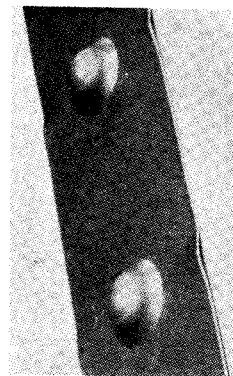
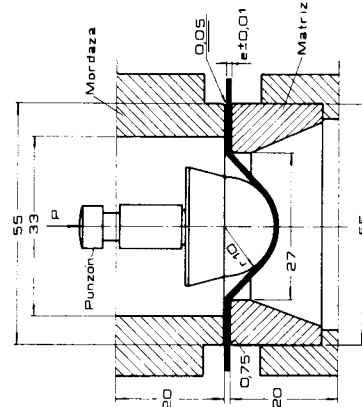


Figura 12-1. Ensayo de embutido profundo según Erichsen

La aplicación de la carga de ensayo produce la penetración del punzón, cuyo recorrido total expresado en milímetros con apreciación de 0,01 mm

indicará lo que se denomina "valor de embutido" o "índice Erichsen", (IE) que determina la aptitud de la chapa a ser matizada o estampada.

Las superficies de los componentes del dispositivo de ensayo, incluyendo el punzón, o sea aquellas que tomarán contacto con la chapa o fleje, deberán estar rectificadas, con pulido a espejo y sus durezas no serán menores a 50 Rockwell C.

Considerando el desplazamiento de la chapa al producirse la penetración del punzón, la presión de sujeción entre la mordaza y la probeta no debe ocasionar fricciones, por lo que se toma entre ellos un huelgo o luz de 0,05 mm, cualquiera que resulte el espesor de la chapa. Esta posición será considerada como *posición cero de ensayo*, que corresponderá al cero del registro de flechas o penetración.

Tratándose de un ensayo estático la velocidad de avance del punzón estará comprendida entre 0,1 y 0,4 mm/s y la caída de la carga aplicada indicará la rotura o fisuración del material.

Las chapas a ensayar tendrán una superficie de apoyo cuadrada o circular de no menos de 70 mm de lado o diámetro respectivamente y su espesor mínimo será de 0,2 mm, con un máximo de $3 \pm 0,01$ mm, para chapas cuya resistencia a la tracción sea de hasta 40 kgf/mm^2 , para los ensayos denominados de *embutición profunda*.

Cuando no se disponen de chapas con superficies de más de 70 mm de lado o diámetro, el ensayo Erichsen puede realizarse empleando punzones de menor diámetro, siendo conveniente en éstos casos que la chapa resulte de sección circular y que su espesor no exceda de 2 mm.

La determinación del índice Erichsen debe ser complementada por la observación de la superficie embutida de la chapa sometida a ensayo, a fin de determinar su rugosidad y la orientación de las fisuras de rotura, que permiten deducir la calidad o tamaño del grano con la finalidad de obtener una posible característica de la estructura y particularidades del proceso de laminación a que fue sometida.

El tamaño del grano puede determinarse mediante un microscopio metalográfico y el accesorio correspondiente a tal fin, o bien mediante la comparación con un muestrario, tal como el indicado en la figura 12-2, que permite observar la superficie embutida por su parte posterior a la de ensayo y clasificar al grano según las microfotografías (100x), correspondientes a los casos más generalizados.

Superficies de grano fino permiten el mejor empleo de los metales en matricería o estampado.

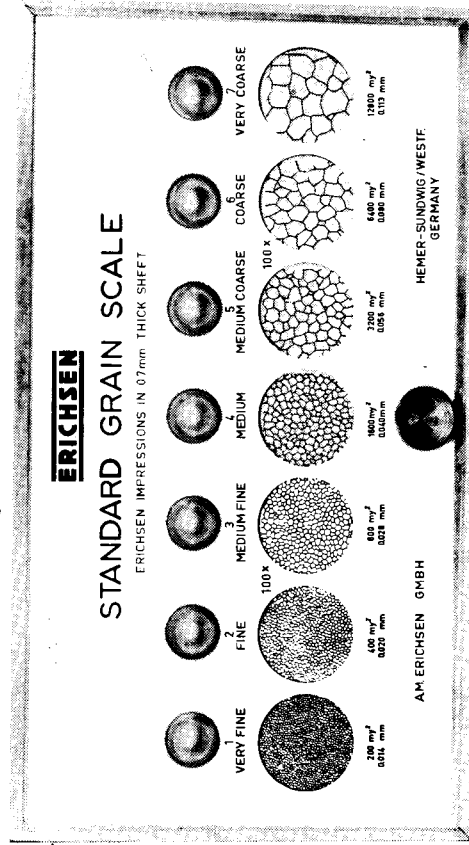


Figura 12-2. Muestrario Erichsen para determinar tamaño de grano.

12.3. EMBUTICION PROFUNDA CON FORMACION DE COPA

El ensayo standard Erichsen admite algunas variantes para los casos de chapas que en su proceso de elaboración requieran embuticiones profundas y de gran tamaño, que impone el empleo de varias etapas para alcanzar las formas deseadas.

Asemejando el ensayo a los casos prácticos el embutido final o total se produce en forma de copa, empleando un punzón de 50 mm de diámetro. Previo a ésta definición de ensayo se utilizan punzones y/o herramientas especiales para efectuar embutidos previos, figura 12-3.

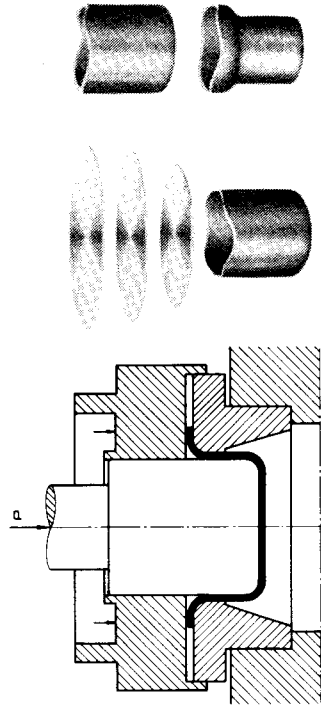


Figura 12-3. Embutido profundo conformación de copa, con embutido previo y posterior.

Las probetas en forma de discos son estiradas en toda su dimensión para formar la copa completa, exigiéndose para la aprobación del material, que no aparezcan fisuras.

En algunos casos y tal como se indica en la figura 12-3, se realiza un embutido posterior que afecte solamente la parte superior de la copa.

El tamaño del disco a embutir tiene importancia en los resultados, por lo que debe fijarse lo que se denomina "*coeficiente de calidad de embutido profundo con formación de copa*" a la relación diámetro de la probeta/diámetro del punzón.

Para materiales cuya resistencia a la tracción no exceda de 40 kgf/mm^2 , el embutido con formación de copa solo debe realizarse en chapas y flejes con espesores de 0,2 a 1,2 mm

12.4. MAQUINA ERICHSEN

Las máquinas para los ensayos de embutido presentan alcances que generalmente varían entre 10 y 60 toneladas, éstas últimas permiten probar chapas de hasta 6 mm de espesor.

La de la figura 12-4 corresponde a una máquina Erichsen electro-hidráulica.

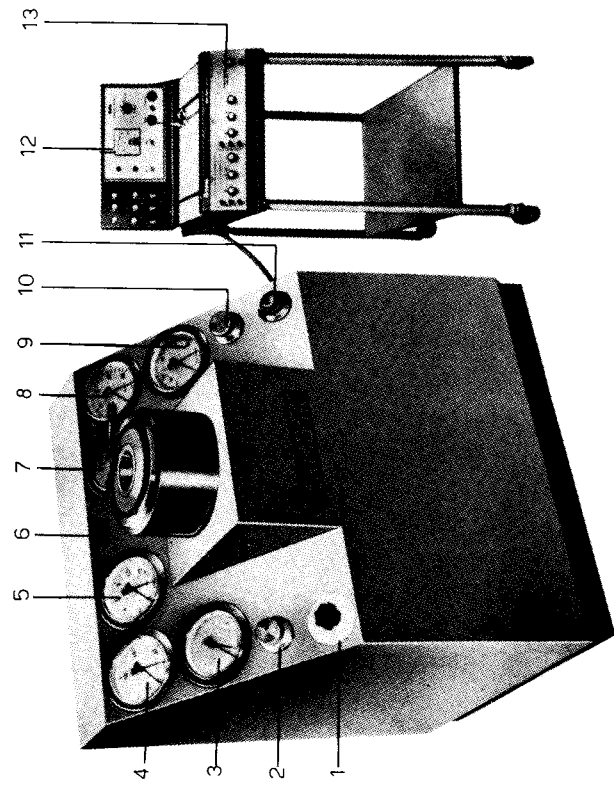


Figura 12-4. Máquina para embutido (Atención Erichsen GMBH-Alemania).
Universidad Tecnológica - U.T.N. Bs. As.

ca con circuitos electrónicos para la aplicación automática de la carga de embutido y de sujeción, presenta regulación de la velocidad de embutido y dispositivo manual de cargas, con paro automático para el registro de la caída de carga.

1. Conmutador.
2. Válvula de regulación de carga.
- 3 y 9. Dinamómetros para cargas de sujeción.
- 4-5 y 7. Dinamómetros para diversas escalas de ensayo.
6. Contador.
8. Dinamómetro (troquelado).
10. Válvula de regulación de carga.
11. Registro de la velocidad de embutido.
12. Aparato medidor de velocidad.
13. Equipo electrónico para registro de diagrama.

Estas máquinas presentan registrador electrónico del diagrama Carga-Carrera de embutición, que permite precisar el comportamiento de la chapa durante la experiencia, en las diversas escalas posibles de utilización.

La carrera de embutición puede determinarse, además, mediante un contador de impulsos con precisión de 0,1 mm de acuerdo a lo especificado por las normas.

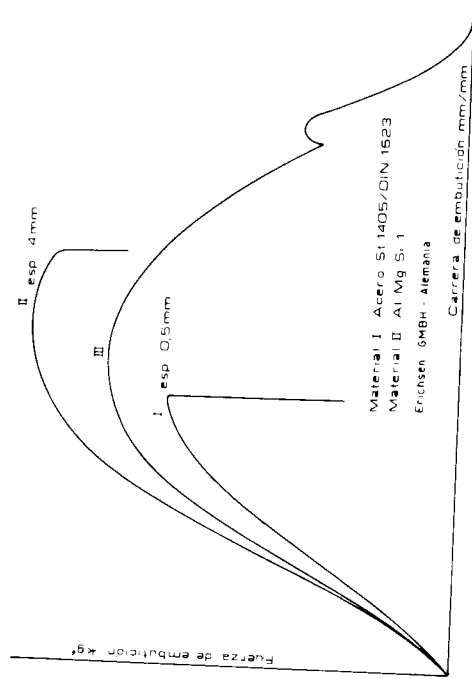


Figura 12-5. Diagramas Fuerza-Carrera de embutido.

La curva I de los diagramas de la figura 12-5 pone de manifiesto que el

inicio del agrietamiento coincide con la carga máxima, en cambio el II indica que la fisura tuvo lugar después de sobrepasada aquella.

El diagrama III corresponde a las variaciones de las fuerzas aplicadas en función del desplazamiento del punzón en un ensayo de embutición profunda con formación de copa, del mismo material empleado en el ensayo II.

Si bien los ensayos de embutido se realizan generalmente a temperatura ambiente, algunos procesos industriales, en los que el estampado se produce en caliente, requieren el conocimiento del comportamiento de la chapa en análogas condiciones, por lo que la máquina descripta presenta una instalación adicional agregada a su cabezal, que permite realizar ensayos hasta 500°C, con mantenimiento de la temperatura en $\pm 5^\circ\text{C}$.

Hacemos notar que las máquinas de ensayos no siempre reproducen las condiciones de producción, que normalmente mejoran el proceso de matrizado o estampado empleando aceites y grasas, por lo que las máquinas de embutido pueden también emplearse para verificar la influencia de los lubricantes en la deformación en frío y en caliente de los metales.

12.5. MARCHA DE UN ENSAYO

Para la realización de los ensayos de embutición deben efectuarse las siguientes maniobras operacionales:

- 1: Se coloca el punzón a 0,05 mm del plano de la chapa, en ésta posición se fija el cero en el accesorio que determinará sus penetraciones o flechas.
- 2: Empleando grasas grafitadas adecuadas se untan las dos caras de la chapa y la superficie esférica del punzón.
- 3: Se aplica a la mordaza una carga inicial de 1000 kgf
- 4: Accionando la válvula correspondiente se aplica la carga lenta y progresivamente (ensayo estático), con una velocidad de 5 a 20 mm/minuto, hasta la aparición de la primera grieta que afecte a todo el espesor de la probeta.
- 5: La embutición dada por el índice Erichsen (IE) se lee directamente o se determina en el gráfico Cargas-Embutición, a temperatura ambiente ($20 \pm 5^\circ\text{C}$).

APÉNDICE I

ESTUDIO DE TENSIONES

13.1. ESTUDIO DE TENSIONES EMPLEANDO CALIBRES ELECTRICOS RESISTIVOS.

En el capítulo de tracción estática y por la necesidad de determinar las propiedades mecánicas de los metales sometidos a tensiones uniaxiales con equipos de alta sensibilidad, explicamos de manera generalizada el empleo de los extensómetros eléctricos, deteniéndonos de manera especial en los de resistencia óhmica variable, en lo que hace a sus características, empleos y aparatos registradores de las deformaciones.

En este capítulo que complementa lo expuesto en tracción, consideramos las variantes que pueden modificar los valores de ensayos y los errores que por ellas pueden producirse y además el empleo de los "strain gages" para determinar tensiones tangenciales y normales en campos multiaxiales.

13.2. FACTOR DE CALIBRE REAL O VERDADERO.

En un calibre eléctrico de resistencia óhmica variable formado por láminas metálicas, la deformación en dirección perpendicular a su eje es prácticamente despreciable. Sin embargo debe considerarse la deformación transversal que se produce en el bucle, que incide en la variación de la resistencia óhmica del conductor o grilla del extensómetro.

Las láminas metálicas de gran relación ancho-espesor, para disminuir la resistencia óhmica, experimentan en los bucles una deformación transversal, por lo que debe tenerse en cuenta lo que se denomina *factor de calibre transversal* (K_t), que dependerá de la geometría de la grilla y construcción del calibre.

Sin embargo los errores de lectura debidos al efecto transversal en campos de deformación uniaxial son pequeños debido a que K_t toma valores muy inferiores a la unidad; recordemos que los bucles presentan una sección muy grande comparada con las de los elementos longitudinales que disminuye la resistencia eléctrica y por lo tanto el valor de su variación.

Además bajo tensiones uniaxiales y en materiales en que el coeficiente de Poisson $\mu_0 = 0,285$ el error puede considerarse nulo, debido a que el factor

K se determinó bajo esas condiciones, por lo que ya incluye el efecto de la deformación transversal.

En campos de deformaciones biaxiales caracterizados por importantes deformaciones principales, el porcentaje de error aún para pequeños valores de las deformaciones puede ser importante.

Para determinar ϵ en un campo uniaxial (no tensión uniaxial) exento del error que puede introducir el efecto transversal, se debe fijar lo que se denomina *factor de calibre real o general del sistema* (K_r), que se obtiene de considerar las acciones axiales y transversales en el caso generalizado de deformaciones biaxiales. Para ello se montan sobre el material dos extensómetros simples idénticos y por lo tanto de igual K_a y K_t a 90° entre sí y coincidentes con las direcciones principales de un campo biaxial.

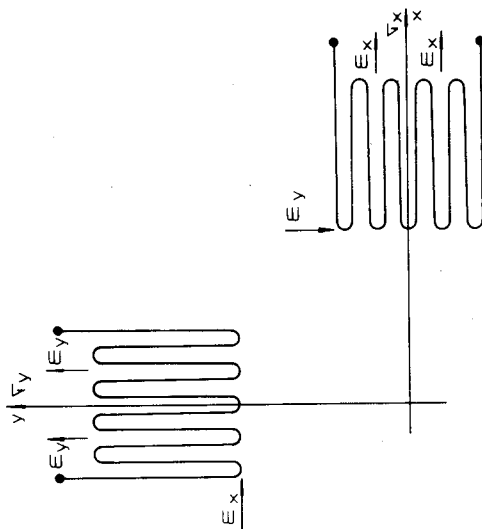


Figura 13-1. Extensómetros eléctricos en un campo biaxial de deformaciones y tensiones.

La variación óhmica unitaria por efecto de las deformaciones según la dirección x, resulta:

$$\left(\frac{\Delta R}{R_0}\right)_x = K_a \cdot \epsilon_x + K_t \cdot \epsilon_y$$

y según el eje normal y:

$$\left(\frac{\Delta R}{R_0}\right)_y = K_a \cdot \epsilon_y + K_t \cdot \epsilon_x$$

La diferencia entre estas expresiones indicará la superposición de los efectos en una u otra dirección. Para simplificar el procedimiento se multiplicará la ecuación de la variación unitaria de resistencia óhmica según el eje X por K_a y la que corresponde al eje normal Y por K_t , obteniéndose para la dirección X la deformación unitaria resultante, dada por la expresión:

$$\epsilon_x = \left(\frac{\Delta R}{R_0}\right)_x \cdot \frac{K_a}{K_a^2 - K_t^2} - \left(\frac{\Delta R}{R_0}\right)_y \cdot \frac{K_t}{K_a^2 - K_t^2}$$

dividiendo por K_a nos queda:

$$\epsilon_x = \left(\frac{\Delta R}{R_0}\right)_x \cdot \frac{1}{K_a} - \left(\frac{\Delta R}{R_0}\right)_y \cdot \frac{K_t/K_a}{K_a^2 - K_t^2}$$

en la que $K_t/K_a = C$ representa, como ya vimos, el coeficiente de sensibilidad transversal.

De la expresión anterior deducimos, por comparación con la fórmula que da la deformación considerando los efectos axiales y transversales, campo biaxial, que el sistema estudiado admite un factor único, que llamamos real o del sistema (K_r).

$$\text{Factor de calibre real} = K_r = \frac{K_a^2 - K_t^2}{K_a}$$

$$\epsilon_x = \left(\frac{\Delta R}{R_0}\right)_x \cdot \left(\frac{1}{K_r}\right) - \left(\frac{\Delta R}{R_0}\right)_y \cdot \left(\frac{C}{K_r}\right) \quad (13.1)$$

Esta expresión del alargamiento unitario en una dirección, nos pone de manifiesto que para calcularlo sin error, es necesario efectuar lecturas de deformaciones en dos extensómetros normales entre sí, coincidiendo uno de ellos con la dirección de la deformación a determinar.

Por supuesto que el factor de calibre real no es igual al factor axial o simplemente factor de calibre K dado por el fabricante del extensómetro eléctrico resistivo, calculado en un campo uniaxial de tensiones y considerando un coeficiente de Poisson $\mu_0 = 0.285$.

La relación entre el factor de calibre y el factor real se consigue igualando las variaciones de resistencia óhmicas unitarias:

$$K = \frac{\Delta R/R}{\epsilon} \therefore \frac{\Delta R}{R_0} = K \cdot \epsilon \quad (13.2)$$

$$\frac{\Delta R}{R_0} = K_a \cdot \epsilon_a + K_t \cdot \epsilon_t \quad (13.3)$$

en la que $\epsilon_t = -\mu_0 \cdot \epsilon_a$

reemplazando e igualando tenemos:

$$K \cdot \epsilon = K_a \cdot \epsilon_a - \mu_0 \cdot K_t \cdot \epsilon_a$$

$$\epsilon_a = \epsilon$$

$$K = K_a - \mu_0 K_t$$

si $K_t = C \cdot K_a$ reemplazando nos queda:

$$K = K_a (1 - \mu_0 C) \quad (13.4)$$

$$K_r = \frac{K_a^2 - K_t^2}{K_a} = \frac{K_a^2 - C^2 K_a^2}{K_a} = K_a (1 - C^2)$$

reemplazando K_a , obtenido de (13.4), tenemos:

$$K_r = K \frac{1 - C^2}{1 - \mu_0 C} \quad (13.5)$$

o sea que la diferencia entre el factor del calibre simple dado por el fabricante y el real depende del coeficiente de sensibilidad transversal y coeficiente de Poisson.

El coeficiente de sensibilidad transversal C es una función de las condiciones geométricas de la grilla y está dado por:

$$C = \frac{\pi \cdot r/2}{Q_0 + \pi \cdot r/2}$$

r = radio del bucle

Q_0 = longitud del calibre o longitud activa.

C varía entre $-0,010$ y $+0,067$ según los distintos tipos de calibres, los valores negativos corresponden a grillas arrolladas en material aislante, que hace que se comporten como una bobina, donde los bucles resultan normales a la superficie del material.

Considerando la deformación en la dirección de Z y por aplicación de la relación de Poisson, se obtienen valores negativos del coeficiente de sensibilidad transversal; iguales consideraciones pueden aplicarse al factor de calibre.

Si en la fórmula de K_r en función de C y μ_0 (13.5) tomamos un valor de aquél de $0,06$ y un coeficiente $\mu_0 = 0,3$ se obtiene un valor de $K_r = 1,0146K$.

Este ejemplo nos permite deducir que cuando el calibre es alineado con la dirección de la tensión principal en un campo uniaxial de tensiones (No de deformaciones), puede aplicarse directamente el factor de fábrica. En cambio la fórmula (13.1) nos indica que no es posible su empleo para la determinación de las deformaciones cuando se utiliza un solo elemento (calibre simple) en un campo biaxial.

13.3 CALCULO DEL ERROR

El error debido a la sensibilidad transversal para un calibre simple orientado en cualquier ángulo, campo de deformación o material, puede determinarse como un porcentaje del verdadero valor de la deformación axial, mediante la siguiente expresión:

$$\epsilon\% = \frac{C \left(\frac{\epsilon_t}{\epsilon_a} + \mu_0 \right)}{1 - \mu_0 C} 100$$

μ_0 = coeficiente de Poisson del material sobre el cual el fabricante midió el factor de calibre, usualmente $0,285$
 ϵ_a, ϵ_t = valores verdaderos de las deformaciones paralelas y perpendiculares al eje del calibre.

Cuando se tiene un campo uniaxial de tensión, con el calibre orientado en su dirección y por lo tanto cuando se cumple la condición $\mu_0 = -\epsilon_t/\epsilon_a$, para $\mu_0 = 0,285$ el error que se obtiene, aplicando la fórmula resulta igual a cero.

En base a la ecuación que determina el error se construyeron gráficos que permiten su cálculo directo.

13.4 DEFORMACIONES REALES O VERDADERAS

El cálculo de las deformaciones reales en campos bi o multiaxiales de

deformaciones puede realizarse mediante el empleo de roseta de 2 calibres a 90°, de roseta rectangular (45°) de 3 calibres o bien de roseta delta en forma de triángulo equilátero o Y.

Si bien se facilita la determinación empleando rosetas cuyos elementos simples presenten igual factor de calibre transversal, ello no es absolutamente necesario. Las correcciones que se indican a continuación se basan en la igualdad del factor Kt.

13.4.1 DEFORMACIONES REALES CON EJES PRINCIPALES CONOCIDOS

ROSETA DE 2 CALIBRES A 90°

Para la corrección de los efectos de la sensibilidad transversal en campos biaxiales de deformaciones, bajo tensiones uni o biaxiales para los casos en que los ejes principales resulten conocidos, puede emplearse la roseta de 2 calibres a 90°, la que debe montarse de manera que sus elementos simples coincidan con aquellas direcciones.

Los valores de las verdaderas deformaciones se determinan en función de las aparentes o incorrectas obtenidas por la lectura directa en el equipo de medición, según los calibres en las direcciones 1 y 2, del factor geométrico C y del coeficiente de Poisson.

En base a las ecuaciones (13.2) (13.3) y (13.4) es posible efectuar aquella relación mediante las siguientes expresiones:

$$\epsilon_1 = \frac{(1 - \mu_0 C) (\epsilon'_1 - C\epsilon'_2)}{1 - C^2}$$

$$\epsilon_2 = \frac{(1 - \mu_0 C) (\epsilon'_2 - C\epsilon'_1)}{1 - C^2}$$

en la que ϵ_1 y ϵ_2 = deformaciones verdaderas según los ejes 1 y 2.

ϵ'_1 y ϵ'_2 = deformaciones aparentes obtenidas en el equipo de lectura según los ejes 1 y 2.

Considerado que el valor de $1 - C^2$ es generalmente superior a 0.995 se toma igual a la unidad, por lo que tenemos:

$$\epsilon_1 = (1 - \mu_0 C) (\epsilon'_1 - C\epsilon'_2) \quad (a)$$

$$\epsilon_2 = (1 - \mu_0 C) (\epsilon'_2 - C\epsilon'_1) \quad (b)$$

Estas expresiones pueden simplificarse si se dispone de equipos de registro de las deformaciones que presenten la posibilidad de regular su "Fac-

tor de equipo" (Ke), para hacerlo coincidir con el factor axial dado por la ecuación (13.4), $K_e = K_a$

$$K_a = \frac{K}{1 - \mu_0 C}$$

De ésta manera y mediante las lecturas directas ϵ'_1 y ϵ'_2 , afectados por este factor, las fórmulas corregidas resultan:

$$\epsilon_1 = \epsilon'_1 - C\epsilon'_2$$

$$\epsilon_2 = \epsilon'_2 - C\epsilon'_1$$

13.4.2 DEFORMACIONES REALES CON EJES PRINCIPALES DESCONOCIDOS

Cuando las direcciones de los ejes principales en un campo biaxial de deformaciones y tensiones se desconocen, se necesitan efectuar mediciones según tres direcciones, que pueden corresponder a las de una roseta rectangular (45°) de 3 calibres o bien a una roseta delta de tres elementos simples dispuestos en forma de triángulo equilátero o en Y.

ROSETA RECTANGULAR DE 3 CALIBRES A 45°

En el estudio de las deformaciones elásticas en un punto (1.13. pág. 33), hemos determinado que la deformación angular producida por tensiones normales y tangenciales en una dirección cualquiera resulta:

$$\epsilon = \frac{\epsilon_x + \epsilon_y}{2} + \frac{\epsilon_x - \epsilon_y}{2} \cos 2\varphi + \frac{\gamma_{xy}}{2} \sin 2\varphi \quad (13.7)$$

siendo las principales a aplicar en el cálculo de las tensiones:

$$\epsilon_{\text{máx.}} = \epsilon_1$$

$$= \frac{\epsilon_x + \epsilon_y}{2} \pm \frac{1}{2} \sqrt{(\epsilon_x - \epsilon_y)^2 + \gamma_{xy}^2} \quad (13.8)$$

$$\epsilon_{\text{mín.}} = \epsilon_2$$

Para determinar los valores de ϵ_1 y ϵ_2 empleando calibres eléctricos de resistencia óhmica variable, pueden emplearse 3 calibres dispuestos a 45° .

El análisis del cálculo experimental parte de considerar un sistema de ejes x y orientados en cualquier dirección sobre los que se aplican 2 calibres simples (a y b), simétricamente orientados con respecto a un eje x ($\varphi_a = \varphi_b$), figura 13-2. Aplicando la ecuación (13.7) para ambos calibres tenemos:

$$\epsilon_a = \frac{\epsilon_x + \epsilon_y}{2} + \frac{\epsilon_x - \epsilon_y}{2} \cos 2\varphi_a + \frac{\gamma_{xy}}{2} \sin 2\varphi_a$$

$$\epsilon_b = \frac{\epsilon_x + \epsilon_y}{2} + \frac{\epsilon_x - \epsilon_y}{2} \cos 2\varphi_b + \frac{\gamma_{xy}}{2} \sin 2\varphi_b$$

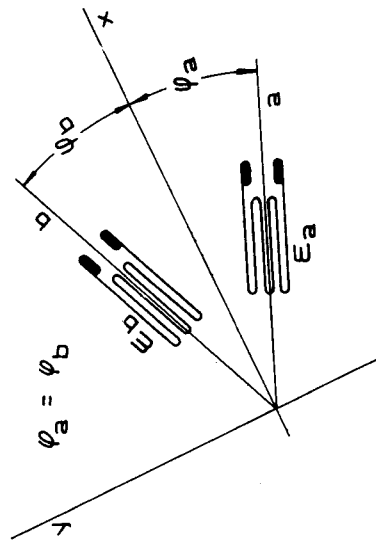


Figura 13-2. Calibres simétricamente orientados con respecto a un eje.

Restando $\epsilon_b - \epsilon_a$ se obtiene:

$$\gamma_{xy} = \frac{2(\epsilon_a - \epsilon_b) - (\epsilon_x - \epsilon_y)(\cos 2\varphi_a - \cos 2\varphi_b)}{\sin 2\varphi_a - \sin 2\varphi_b}$$

considerando que $\varphi_a = -\varphi_b$, la expresión anterior se reduce a:

$$\gamma_{xy} = \frac{2(\epsilon_a - \epsilon_b)}{\sin 2\varphi_a - \sin 2\varphi_b}$$

Si $\sin 2\varphi_a = \sin 2\varphi_b = -\sin 2\varphi_b = \sin \varphi_a$, nos queda:

$$\gamma_{xy} = \frac{\epsilon_a - \epsilon_b}{\sin 2\varphi_a} = -\frac{\epsilon_a - \epsilon_b}{\sin 2\varphi_b} \quad (13.9)$$

Fórmula que nos dice que la diferencia entre las deformaciones ϵ , medidas sobre dos calibres arbitrariamente dispuestos en un campo uniforme de deformaciones, es proporcional a la deformación angular a lo largo del eje bisector del ángulo formado por los ejes de los calibres.

Cuando los calibres se disponen a 90° , $\varphi_a = \varphi_b = 45^\circ$ tenemos:

$$\gamma_{xy} = \epsilon_a - \epsilon_b$$

La roseta descripta permite determinar la deformación angular en el eje bisector pero no da su valor máximo si no coinciden con los ejes principales o se conoce el ángulo que forma con ellos, por lo que para obtener aquel valor cuando no se conoce las direcciones principales debe utilizarse una roseta rectangular con 3 elementos a 45° .

El calibre c, dispuesto a 45° , figura 13-3 a, nos permite calcular la deformación tangencial máxima en base a las deformaciones leídas en los calibres de la roseta.

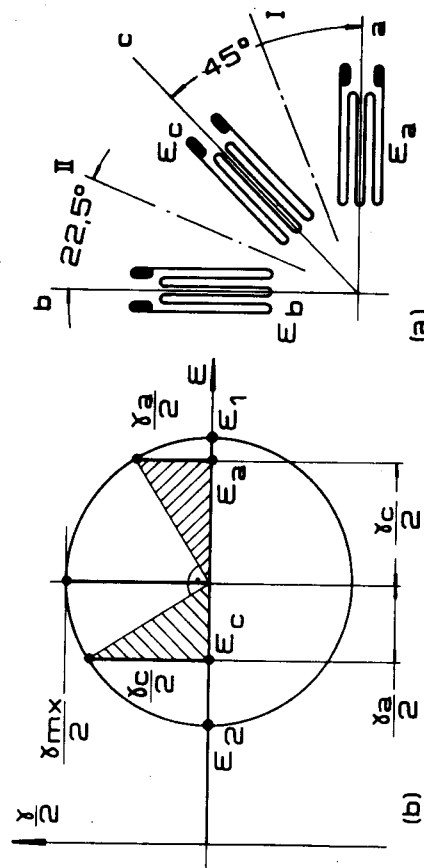


Figura 13-3 a) roseta de 3 calibres a 45° b) círculo de Mohr para un estado de deformación plano.

A partir del círculo de Mohr de deformaciones, figura 13-3b, puede obtenerse la expresión de la máxima deformación angular en función de las

deformaciones axiales de cada calibre.

Trazamos para ello el círculo de deformaciones en el cual ϵ_a y γ_a resultan las deformaciones en la dirección a, supuestamente conocida, las correspondientes a la dirección c estarán defasadas en el círculo a 90° (en la superficie deformada a 45°), obteniéndose γ_c y ϵ_c . Los triángulos rayados resultan iguales por construcción de manera que se puede obtener el valor de la deformación angular máxima por:

$$\gamma \text{ máx.} = \sqrt{\gamma_a^2 + \gamma_c^2}$$

de igual manera éste valor surge de las deformaciones angulares en los ejes bisectores I y II del par de calibre a-c y c-b, por estar entre sí defasados en la roseta a 45°

$$\gamma \text{ máx.} = \sqrt{\gamma_I^2 + \gamma_{II}^2}$$

Según la ecuación (13.8), tenemos:

$$\gamma_I = \frac{\epsilon_a - \epsilon_c}{\sin(2 \times 22,5^\circ)} \quad \text{y} \quad \gamma_{II} = \frac{\epsilon_c - \epsilon_b}{\sin 45^\circ}$$

reemplazando:

$$\gamma \text{ máx.} = \sqrt{\left(\frac{\epsilon_a - \epsilon_c}{\sin 45^\circ} \right)^2 + \left(\frac{\epsilon_c - \epsilon_b}{\sin 45^\circ} \right)^2}$$

$$\gamma \text{ máx.} = \sqrt{2} \cdot \sqrt{(\epsilon_a - \epsilon_c)^2 + (\epsilon_c - \epsilon_b)^2} \quad (13.10)$$

Si recordamos (1.13) que:

$$\gamma \text{ máx.} = \sqrt{(\epsilon_x - \epsilon_y)^2 + \gamma_{xy}^2}$$

reemplazando éste valor por el de la (13.10), las deformaciones principales aparentes resultan:

$$\begin{aligned} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \end{aligned} = \frac{\epsilon_a + \epsilon_b}{2} \pm \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\epsilon_a - \epsilon_c)^2 + (\epsilon_c - \epsilon_b)^2} \quad (13.11)$$

Los valores de ϵ_a , ϵ_b y ϵ_c , obtenidos directamente en el equipo de lectura deben ser corregidos por efecto de la sensibilidad transversal, con criterio similar para el caso de 2 calibres a 90° ya visto, sin embargo resulta conveniente calcular las deformaciones principales a partir de los valores aparentes, para luego efectuar la corrección sobre aquellas empleado las ecuaciones vistas para 2 calibres a 90° , pero afectando a las deformaciones principales, por ser válidas para todo par de deformaciones ortogonales.

$$\epsilon_1 = \frac{1 - \mu_0 C}{1 - \mu_0 C^2} (\epsilon_1' - C \epsilon_2') \quad (13.12)$$

$$\epsilon_2 = \frac{1 - \mu_0 C}{1 - \mu_0 C^2} (\epsilon_2' - C \epsilon_1')$$

ϵ_1 y ϵ_2 = deformaciones principales verdaderas.

ϵ_1' y ϵ_2' = deformaciones principales aparentes obtenidas de la aplicación de las ecuaciones (13.11)

Si bien estimamos que la corrección de las deformaciones principales resulta el método más cómodo, también es posible determinar sus valores efectuado la corrección por sensibilidad transversal para cada calibre, para luego aplicar las fórmulas (13.11), que en esta circunstancia darán directamente los valores principales verdaderos.

A continuación reproduciremos las fórmulas de corrección de las deformaciones axiales de cada calibre simple de la roseta, dadas por el fabricante de los mismos, en este caso por gentileza de Micro-Measurements (M-M) USA.

$$\epsilon_a = \frac{1 - \mu_0 C}{1 - C^2} (\epsilon_a' - C \epsilon_b')$$

$$\epsilon_c = \frac{1 - \mu_0 C}{1 - C^2} \left[\epsilon'_c - C (\epsilon'_a + \epsilon'_b - \epsilon'_c) \right]$$

$$\epsilon_b = \frac{1 - \mu_0 C}{1 - C^2} (\epsilon'_b - C \epsilon'_a)$$

DIRECCIONES PRINCIPALES

Aplicando la expresión general de la deformación para el caso que dos de los elementos de la roseta coincidan con las direcciones cartesianas, es posible determinar los ángulos que forman las direcciones principales del campo plano sometido a estudio.

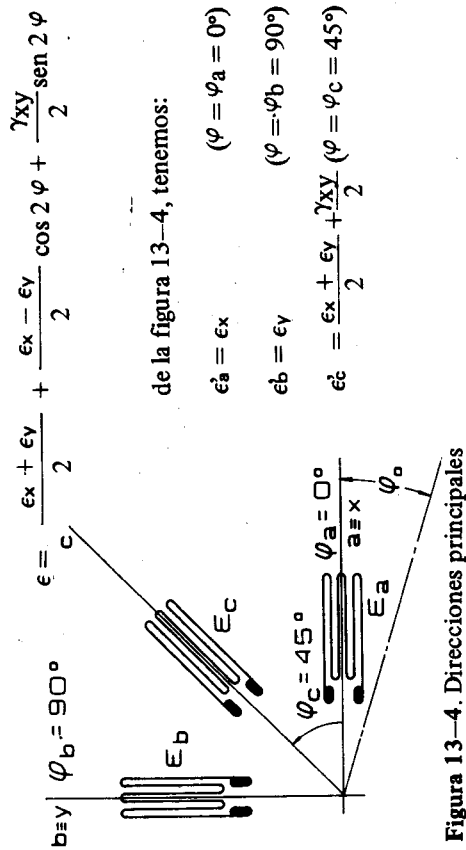


Figura 13-4. Direcciones principales

$$\gamma_{xy} = 2 \epsilon'_c - (\epsilon_x + \epsilon_y) = 2 \epsilon'_c - (\epsilon'_a + \epsilon'_b)$$

Por lo que la expresión que da el ángulo de la dirección principal se puede obtener con los valores medidos corregidos por deformación transversal.

$$\tan 2\varphi_0 = \frac{\gamma_{xy}}{\epsilon_x - \epsilon_y} = \frac{2 \epsilon'_c - (\epsilon'_a + \epsilon'_b)}{\epsilon'_a - \epsilon'_b}$$

ROSETAS DELTA

La roseta denominada delta está constituida por 3 elementos simples

que pueden formar un triángulo equilátero o una Y con ramas de igual longitud activa.

La determinación de las deformaciones principales empleando roseta delta puede también realizarse efectuando la corrección de las principales aparentes (fórmula 13.12), debido a que las consideraciones anteriores resultan perfectamente válidas aunque su configuración resulte distinta a la de la roseta de 3 elementos a 45°.

La corrección por sensibilidad transversal para cada deformación axial leída directamente en el equipo de registro, está dado por:

$$\epsilon_a = \frac{1 - \mu_0 C}{1 - C^2} \left[\left(1 + \frac{C}{3} \right) \epsilon'_a - \frac{2}{3} C (\epsilon'_b + \epsilon'_c) \right]$$

$$\epsilon_b = \frac{1 - \mu_0 C}{1 - C^2} \left[\left(1 + \frac{C}{3} \right) \epsilon'_b - \frac{2}{3} C (\epsilon'_c + \epsilon'_a) \right]$$

$$\epsilon_c = \frac{1 - \mu_0 C}{1 - C^2} \left[\left(1 + \frac{C}{3} \right) \epsilon'_c - \frac{2}{3} C (\epsilon'_a + \epsilon'_b) \right]$$

DIRECCIONES PRINCIPALES

$$\epsilon = \frac{\epsilon_x + \epsilon_y}{2} + \frac{\epsilon_x - \epsilon_y}{2} \cos 2\varphi + \frac{\gamma_{xy}}{2} \sin 2\varphi$$

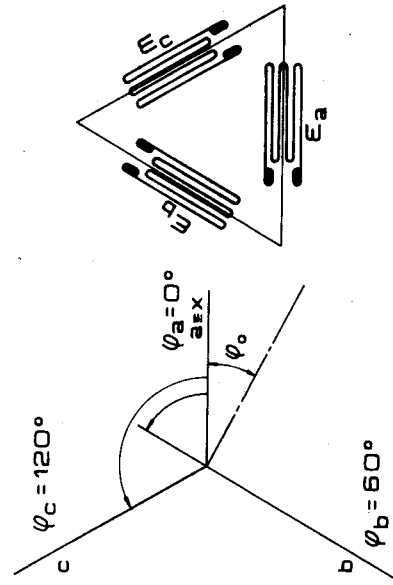


Figura 13-5. Direcciones principales

$$\epsilon_a = \epsilon_x$$

$$\epsilon_b = \frac{\epsilon_x + \epsilon_y}{2} - \frac{\epsilon_x - \epsilon_y}{2} \cdot \frac{1}{2} + \frac{\gamma_{xy}}{2} \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}$$

$$\epsilon_c = \frac{\epsilon_x + \epsilon_y}{2} - \frac{\epsilon_x - \epsilon_y}{2} \cdot \frac{1}{2} - \frac{\gamma_{xy}}{2} \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}$$

Resolviendo el sistema se llega a:

$$\epsilon_y = \frac{-\epsilon_a + 2\epsilon_b + 2\epsilon_c}{3}$$

$$\gamma_{xy} = \frac{2(\epsilon_b - \epsilon_a)}{3}$$

$$\operatorname{tg} 2\varphi_0 = \frac{\gamma_{xy}}{\epsilon_x - \epsilon_y} = \frac{(\epsilon_b - \epsilon_c)}{\sqrt{3} \left(\epsilon_a - \frac{\epsilon_a + \epsilon_b + \epsilon_c}{3} \right)}$$

13.5. CALCULO DE TENSIONES

En un estado plano de tensión los principales pueden calcularse en función de las deformaciones unitarias principales, las que se miden experimentalmente siguiendo alguno de los procedimientos que hemos detallado, según los casos.

Las fórmulas 1.9 de la página 36, nos dan las relaciones de cálculo.

$$\sigma_1 = \frac{E}{1 - \mu^2} (\epsilon_1 + \mu \epsilon_2)$$

$$\sigma_2 = \frac{E}{1 - \mu^2} (\epsilon_2 + \mu \epsilon_1)$$

Los valores de las deformaciones corresponden a la corregidas por sensibilidad transversal.

13.6. COEFICIENTE DE POISSON

La relación entre las deformaciones axiales y transversales en un campo uniaxial de tensiones está expresada por el coeficiente de Poisson, cuyo valor en el período elástico del material resulta de imprescindible necesidad para el cálculo de tensiones.

$$\mu = - \frac{\epsilon_t}{\epsilon_a} = - \frac{\epsilon_2}{\epsilon_1}$$

reemplazando los valores de las deformaciones principales dadas por la fórmula 13.12, tenemos:

$$\mu = \frac{-(1 - \mu_0 C) (\epsilon_1' - C \epsilon_2') / (1 - C^2)}{(1 - \mu_0 C) (\epsilon_2' - C \epsilon_1') / (1 - C^2)}$$

$$\mu = \frac{-\epsilon_1' + C \epsilon_2'}{\epsilon_2' - C \epsilon_1'}$$

tratándose de deformaciones principales aparentes para su cálculo pueden emplearse cualquiera de las rosetas vistas.

13.7. CALIBRES DE TENSIONES

En el caso particular de un estado plano de tensiones, configuraciones especiales de calibres eléctricos resistivos permiten obtener lecturas directamente proporcionales a las tensiones aplicadas en la dirección o eje del calibre.

A partir de la ley de Hooke generalizada para $\sigma_z = \sigma_3 = 0$ se llega a:

$$\sigma_x = \frac{E}{1 - \mu^2} (\epsilon_x + \mu \epsilon_y)$$

en la que resulta claro que el cálculo de la tensión exige la medición simultánea de las deformaciones en las direcciones longitudinal y transversal. De manera que si se dispone de un calibre con dos grillas ortogonales, cuyas longitudes activas estén relacionadas entre sí por el coeficiente de Poisson (figura 13-6), y conectadas en serie, la lectura del calibre será: $(\epsilon_x + \mu \epsilon_y)$ y por lo tanto proporcional a la tensión aplicada.

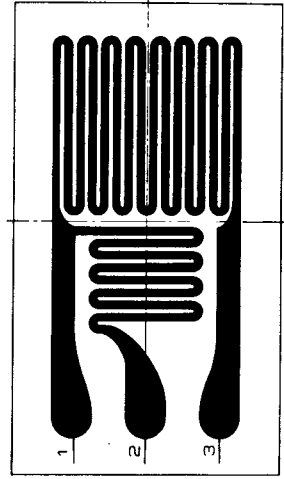


Figura 13 6. Calibre de tensiones de doble conexión (BLM Corp.)

En el calibre de la figura 13-6, la doble conexión 1-3 y 2-3 permite utilizar la grilla transversal de longitud activa $l_y = \mu l_x$ para usar al calibre indistintamente como normal (conexión 1-3), o para medir tensiones (conexión 2-3), llamándose en éste último caso *Calibre de tensiones*.

Otra configuración de "Calibre de Tensión" puede observarse en la figura 13-7, constituido por dos elementos simétricos orientados con respecto al eje x, de manera de anular el efecto de la distorsión γ_{xy} producida.

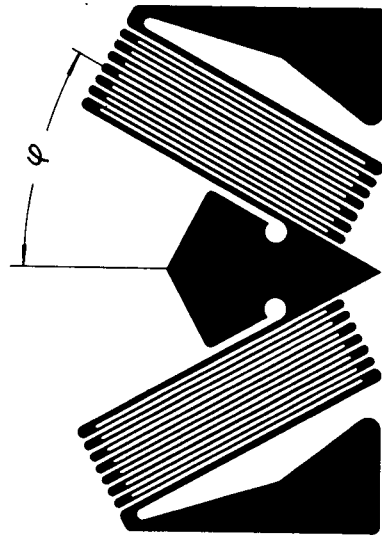


Figura 13-7. Calibre de tensiones (Budd).

La lectura de la deformación ϵ obtenida directamente del puente de medición resulta proporcional a la tensión si el calibre presenta condiciones geométricas determinadas.

La determinación efectuada cumple con la expresión

$$\epsilon = \epsilon_x \cos^2 \varphi + \epsilon_y \sin^2 \varphi$$

$$\epsilon = \cos^2 \varphi (\epsilon_x + \epsilon_y \operatorname{tg}^2 \varphi)$$

si el ángulo φ del calibre se toma de manera que: $\operatorname{tg}^2 \varphi = \mu$, reemplazando en la ecuación anterior tenemos.

$$\epsilon = \cos^2 \varphi (\epsilon_x + \mu \varphi) \therefore \frac{\epsilon}{\cos^2 \varphi} = (\epsilon_x + \mu \varphi)$$

a aplicar en la fórmula que da la tensión.

APÉNDICE II

INTRODUCCIÓN A LA METALURGIA Y TRATAMIENTOS TÉRMICOS

14.1. ALEACIONES METÁLICAS

Solamente algunos metales son utilizados en la práctica en estado puro para aplicaciones específicas, pero por lo general sus características físicas y mecánicas en conjunto no satisfacen los actuales requerimientos tecnológicos. Dichas propiedades pueden ser modificadas y mejoradas mediante la aleación con otros elementos que le confieran, por ejemplo, mayor resistencia, menor fragilidad, mayor dureza, mayor tenacidad a bajas temperaturas, resistencia a la corrosión, mejor maquinabilidad, etc.

Definimos entonces como *aleación metálica*, al material obtenido por fusión que tiene propiedades metálicas y está formado por dos o más elementos, de los cuales por lo menos uno es un metal. En función de la cantidad de elementos que las constituyan, se denominarán aleaciones binarias, ternarias, cuaternarias o complejas cuando estén formadas por dos, tres, cuatro o más elementos.

Se aplica el nombre de *sistema de aleación*, al conjunto de todas las aleaciones que pueden formarse con distintas proporciones de iguales elementos. Como ejemplo, encontraremos que en un sistema de aleación binario, donde la composición varíe de 1% en 1%, se tendrán 99 aleaciones de dos elementos.

Las aleaciones pueden presentar estructuras homogéneas, cuando están constituidas por una única fase, o ser una mezcla de distintas fases, entendiéndose por *fase* a toda porción de material de igual ordenamiento atómico, estructura, composición y propiedades físicas. Si se trata de metales puros, el término fase equivale a estado y cuando el metal posea variedades alotrópicas, o sea que presenta diferentes redes cristalinas a distintas temperaturas, cada una de dichas variedades representa una fase, por ser físicamente distintas.

Si una aleación en estado sólido es homogénea, solamente podrá ser o una solución sólida o un compuesto químico.

Una *solución sólida* es una sustancia cuyos iones constituyentes forman una única red cristalina, de forma tal que los iones del soluto se encuentran ocupando posiciones al azar en la celdilla o célula unitaria del solvente.

Pueden presentarse dos casos diferentes, según sea el tamaño relativo de los iones que conforman la solución sólida: las *soluciones sólidas sustitucionales*, donde el elemento B se disuelve en el metal puro A por reemplazo de los iones del solvente, y las *soluciones sólidas intersticiales* donde el elemento C, generalmente

con un radio atómico menor que 0,1 nm, se disuelve en el metal puro A por inserción entre los iones del solvente, como se esquematiza en la figura 14.1.

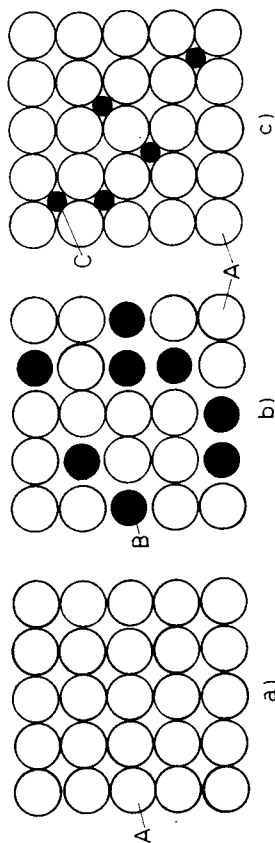


Figura 14.1. a) Metal puro. b) Solución sólida intersticial. c) Solución sólida sustitucional.

En las soluciones sólidas ordinarias, los iones del soluto se distribuyen en forma desordenada en la red del solvente, sin embargo, en determinadas condiciones los átomos pueden ocupar puntos definidos de la red, denominándose en estos casos *soluciones sólidas ordenadas*.

La cantidad de soluto que el solvente puede disolver a presión constante, es generalmente función de la temperatura y suele aumentar con temperaturas crecientes.

La diferencia de tamaño entre los iones del soluto y del solvente crea una distorsión de la red cristalográfica, ya sea por expansión o por contracción, que se traduce en un endurecimiento por solución sólida de la aleación.

Un *compuesto químico*, también designado como fase de aleación intermedia, es un material donde la relación entre el número de átomos de cada elemento puede concordar con una proporción estequiométrica, que, para el caso de un sistema binario, se la designa genéricamente como $AmBn$.

Los compuestos químicos también pueden existir con un ámbito de composición variable alrededor de la proporción estequiométrica, y con frecuencia, presentan una estructura cristalina que difiere de las correspondientes a cualquiera de sus componentes.

Los compuestos químicos se clasifican en: *compuestos intermetálicos*, los que están formados generalmente por metales no similares que se combinan con enlaces de tipo iónico, siguiendo las reglas de valencia y que suelen presentar una red cristalina compleja (por ejemplo Cu_2Se); *compuestos intersticiales*, los que se forman con elementos de transición como el Fe, con elementos de pequeño radio atómico que se insertan en la red cristalina del metal (por ejemplo Fe_3C) y *compuestos electrónicos*, cuando sus componentes mantienen una relación definida entre el número de electrones de valencia y el número de átomos, que puede adoptar los valores 3:2, 21:13 ó 7:4, presentando muchos de ellos propiedades parecidas a las de las soluciones sólidas (por ejemplo $Cu_3Al - Cu_5Al_3$).

Finalmente, una mezcla, en el caso de un sistema binario, podrá estar constituida por dos de cualquiera de las fases sólidas ya vistas: metales puros, soluciones sólidas o compuestos químicos, o una combinación de dos de ellas, esto es un metal puro y una solución sólida, un metal puro y un compuesto químico o una solución y un compuesto químico.

14.2. DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO TÉRMICO DE FASES.

Mediante curvas de enfriamiento, trazadas en un par de ejes cartesianos temperatura-tiempo, estudiaremos el modo de solidificación que presentan los metales partiendo del estado líquido, que por lo general, para el caso de las aleaciones, se tratará de una solución líquida.

Este análisis térmico será realizado "*en equilibrio*", lo que hace necesario que el enfriamiento sea extremadamente lento para que el sistema se mantenga en todo momento termodinámicamente reversible.

Analizaremos en primer término, el enfriamiento de un metal puro, donde se observa la presencia de una meseta horizontal correspondiente a su temperatura de solidificación (o de fusión, en el caso de calentamiento). Lo que significa que dicha solidificación o cristalización se produce con desprendimiento de la diferencia de energía entre el estado líquido y el sólido, compensando a la que se retira del sistema durante el enfriamiento. Por lo tanto, la temperatura permanecerá constante mientras se produce el cambio de estado, tal como se observa en la figura 14.2.

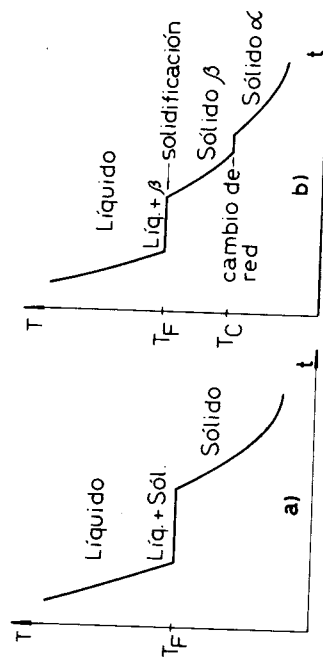


Figura 14.2. Curvas de enfriamiento. a) Metal puro. b) Metal puro con dos estados alotrópicos.

Una vez completada la solidificación, en cuyo lapso coexisten la fase líquida con la sólida, la curva de enfriamiento continúa su descenso.

En el caso que el metal puro presente estados alotrópicos, se exhibirá una meseta isotérmica por cada cambio de red cristalográfica que presente dicho metal.

En la mayoría de los compuestos químicos también se presenta una temperatura de solidificación definida, por lo que sus curvas de enfriamiento son similares a las que exhiben los metales puros.

Las curvas de enfriamiento de las soluciones sólidas, a diferencia de lo que ocurre con los metales puros y los compuestos químicos, presentan un intervalo de solidificación, por lo que debe hablarse de una temperatura de comienzo y una de finalización de la solidificación, según se muestra en la figura 14.3.

Este intervalo adopta distintos valores, en función de la concentración de los elementos constituyentes de la aleación, y durante ese lapso, también coexistirán la fase líquida y la fase sólida, variando sus proporciones desde el comienzo hasta la finalización de la solidificación.

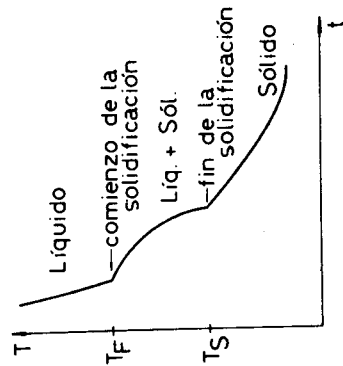


Figura 14.3. Curva de enfriamiento de una solución sólida.

El análisis térmico de un sistema de aleación, nos permitirá conocer la presencia, aparición o desaparición de las distintas fases presentes en el proceso de enfriamiento o calentamiento de todas las aleaciones que conforman el sistema.

Este análisis se realiza por intermedio de los diagramas de equilibrio térmico de fases, los que son denominados generalmente *diagramas de equilibrio*.

Estos diagramas permiten determinar el estado de un sistema de aleación en equilibrio conociendo tres parámetros independientes: la temperatura, la composición y la presión. Considerando que la presión es constante e igual a la atmosférica, los diagramas se trazan experimentalmente, llevando las temperaturas en ordenadas y las composiciones porcentuales en abscisas, para los sistemas binarios de aleación.

Si bien los procesos industriales se realizan a velocidades de calentamiento y de enfriamiento fuera de equilibrio, el conocimiento de los diagramas respectivos nos permite saber cuál es la temperatura de fusión o solidificación de una aleación determinada, las transformaciones que se puedan producir en estado sólido, las cantidades relativas de las fases presentes y su composición a cada temperatura, así como las posibilidades de realización de eventuales tratamientos térmicos que permitan cambiar determinadas propiedades.

Los diagramas de equilibrio se construyen experimentalmente mediante la confección de curvas de enfriamiento de varias aleaciones del sistema, y por medio de difracción de rayos X, midiendo las variaciones de los parámetros de las redes de las fases presentes.

14.2.1 DIAGRAMAS DE SOLUBILIDAD TOTAL

Sea un sistema binario de aleación, donde ambos elementos son completamente solubles en estado líquido y en estado sólido, sin que se combinen químicamente en ninguna proporción.

Mediante el trazado de un gran número de curvas de enfriamiento de otras tantas aleaciones de distintas concentraciones de los elementos A y B, y uniendo luego los puntos que corresponden al inicio y a la finalización de la solidificación, obtenemos el diagrama de equilibrio que se muestra en la figura 14.4.

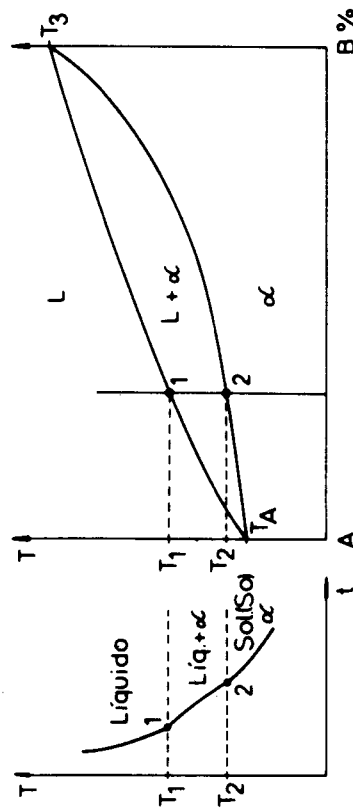


Figura 14.4. Diagrama de equilibrio tipo de un sistema que presenta solubilidad total.

En los extremos del diagrama, y en correspondencia con los elementos A puro y B puro, sobre los ejes de temperatura solamente tenemos un punto característico en cada eje representativo de la temperatura de solidificación, T_A y T_B respectivamente.

La curva superior se denomina *líquida*, y sus puntos indican las temperaturas de comienzo de la solidificación. La curva inferior se denomina *sólida*, y sus puntos definen las temperaturas de finalización de la solidificación.

Estas curvas delimitan tres campos en el diagrama: el monofásico superior, que corresponde a una solución líquida y que denominaremos L, el monofásico inferior, que es una solución sólida a la que generalmente se la designa con una letra griega minúscula, y el campo bifásico intermedio, donde coexisten la solución líquida L y la solución sólida α .

Para cada aleación del sistema, el diagrama de equilibrio nos brinda la siguiente información:

- 1) Las fases presentes a una determinada temperatura;
- 2) La composición de cada fase;
- 3) Las cantidades relativas de las fases existentes en el campo bifásico considerado.

El conocimiento de las fases presentes resulta importante para planificar la temperatura de colada de una aleación dada, o en el caso de tratar térmicamente una pieza de dicha aleación, asegurarse que no se forme líquido durante el proceso de calentamiento.

En cuanto a la composición de cada fase y sus cantidades relativas presentes a una temperatura definida, pueden determinarse mediante el trazado de una línea horizontal (isoterma) correspondiente a dicha temperatura y aplicando la *regla de los segmentos inversos o regla de la palanca*.

Esta regla posee dos postulados:

I.- La intersección de la isoterma con las curvas que limitan el campo bifásico considerado, determina dos puntos, cuyo abatimiento sobre el eje de concentraciones define las composiciones de las fases correspondientes presentes;

II.- Sobre la isoterma trazada, los dos segmentos definidos entre el punto considerado y los puntos que determinan la composición de las fases, son inversamente proporcionales a las cantidades presentes de dichas fases.

Analizaremos el enfriamiento en equilibrio de la aleación Cx, formada por 40 % de metal A y 60 % de metal B en peso, perteneciente a un sistema que presenta un diagrama de equilibrio con solubilidad total como el indicado en la figura 14.5, designando a esta aleación en forma abreviada 40 A - 60 B.

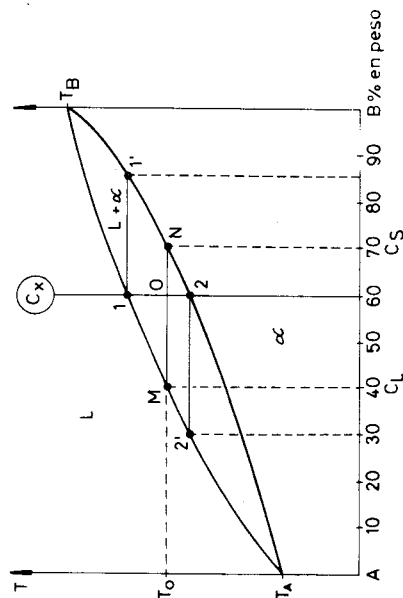


Figura 14.5. Aplicación de la regla de la palanca en un sistema binario de solubilidad total.

Supongamos que se desea conocer la composición y cantidades relativas de las fases presentes a la temperatura del punto O de la aleación propuesta, para lo cual aplicaremos los postulados de la regla de la palanca.

Al enfriar desde el estado líquido, empieza la solidificación al cruzar la línea de líquidos en el punto 1, donde comienza la formación de cristales cuya composición inicial está dada por el abatimiento del punto 1' sobre el eje de las concentraciones que en nuestro caso es 15A-85B.

La formación de las primeras partículas sólidas sigue un proceso denominado de nucleación y crecimiento, donde los iones se agrupan alrededor de los primeros núcleos adoptando las posiciones que corresponden a las celdillas elementales, constituyendo

formaciones muy particulares conocidas como *dendritas*, las que se muestran en la figura 14.6. y que al crecer en tres direcciones preferentes e interceptar el crecimiento en diferentes direcciones de otros núcleos, dan origen a los granos de la aleación.

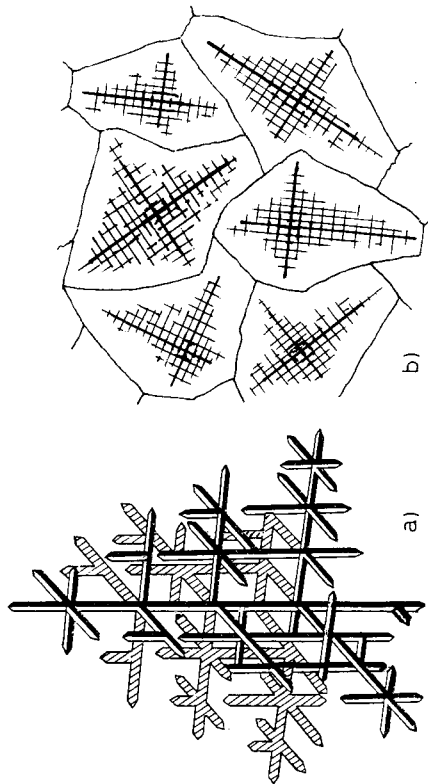


Figura 14.6. a) Dendrita. b) Crecimiento esquemático de las dendritas dando origen a los granos de la aleación.

Continuando con el enfriamiento y a partir del punto 1, la aleación entra en un campo bifásico, o sea que en el intervalo de temperatura 1-2 estarán presentes la solución sólida y el líquido, los que irán variando su composición en función de la temperatura debido a un fenómeno llamado *difusión*, consistente en un movimiento de iones resultante en un flujo de naturaleza estadística, que tiende en cada momento a homogeneizar la composición química de las fases presentes.

Alcanzado un punto O cualquiera dentro del intervalo bifásico, aplicaremos la regla ya vista para determinar a la temperatura T_0 , las composiciones y cantidades relativas de las fases presentes en la aleación propuesta.

La isoterma que pasa por O, corta a la curva líquida en M y a la curva sólida en N, por lo tanto, de acuerdo al primer postulado, el abatimiento de M es CL que corresponde a la composición del líquido: 60A-40B, y el de N es Cs, correspondiente a la composición de la solución sólida α : 30A-70B.

La aplicación del segundo postulado nos lleva a definir que, si la cantidad total de la mezcla en peso está representada por el segmento MN, la cantidad de líquido corresponderá relativamente al segmento ON, y la cantidad de solución sólida al segmento MO.

En nuestro ejemplo, las cantidades relativas de cada fase resultan:

$$\begin{aligned} \text{Líquido:} & \quad \text{ON/MN} = 10/30 = 33\% \\ \text{Solución sólida:} & \quad \text{MO/MN} = 20/30 = 67\% \end{aligned}$$

Al cruzar la curva de sólidos en 2 la aleación está solidificada y dando origen

temperatura se alcanza la ambiente sin ningún otro cambio. Notemos que el último líquido presente en el campo bifásico, posee la composición química indicada por el abatimiento del punto 2', o sea que el líquido cambia constantemente su composición desde el punto 1 hasta el punto 2' y que un fenómeno similar sucede con la solución sólida, cuya composición varía desde el punto 1' hasta el punto 2.

En la realidad, al colar una aleación en un molde, no se produce un enfriamiento tan lento como para considerarlo en equilibrio y por lo tanto la difusión no tiene el tiempo necesario para producir la homogeneización de su composición química. Esto significa que existirá un gradiente de composición, con una mayor proporción del componente de mayor punto de fusión en el centro del grano, y mayor proporción del componente de menor punto de fusión en el borde de grano. A este fenómeno se lo denomina *segregación dendrítica o segregación central*.

El hecho de que la velocidad de enfriamiento no sea ahora infinitamente lenta, provoca en el diagrama de equilibrio ciertas modificaciones como las que se muestran en la figura 14.7., donde se aprecia que la temperatura de solidificación de la aleación se encuentra disminuida y en vez de finalizar la solidificación en el punto 2, ahora se produce en el punto 3.

O sea que las composiciones de los cristales sólidos a cada temperatura están dados por el abatimiento de los puntos de una nueva curva 1'-3, que cambiará su pendiente en función de la velocidad de enfriamiento.

Debemos notar que el último líquido presente, cuya composición está dada por el abatimiento del punto 3', es más rico en el metal A que es el de menor punto de fusión. Por lo tanto, al aumentar la velocidad de enfriamiento, la heterogeneidad de la aleación va creciendo, originando una estructura cada vez más segregada químicamente.

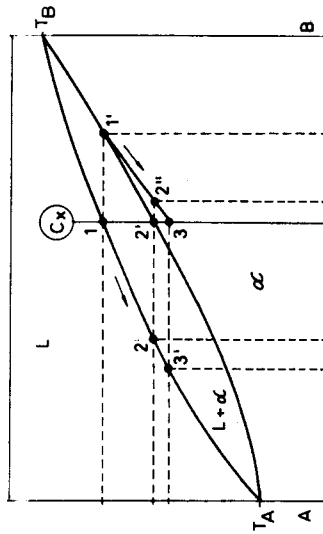


Figura 14.7. Diagrama de solubilidad total con enfriamiento fuera de equilibrio.

Una forma de corregir en parte este fenómeno, que trae aparejado una falta de uniformidad en las propiedades físicas y mecánicas de las aleaciones coladas, se logra produciendo la homogeneización mediante un tratamiento térmico de la pieza, con el objeto de aumentar la difusión en estado sólido.

Con respecto al fenómeno de difusión, agreguemos que si bien es función de diversas

variables, la más importante es la temperatura, y en términos generales podemos decir que el coeficiente de difusión, que se mide en cm^2/s , se duplica aproximadamente cada 20°C de aumento de la temperatura. Por lo tanto, aumentando la difusión y otorgándole a la aleación el tiempo necesario para que ese flujo de iones se produzca con intensidad, disminuirá la original heterogeneidad química.

Este calentamiento, denominado *recocido de homogeneización*, debe realizarse a una temperatura inferior a la correspondiente a la nueva curva de sólidos, para no correr el riesgo de que comience la fusión en el borde de grano, lo que provocaría fuertes deformaciones de la pieza y su eventual destrucción.

14.2.2 DIAGRAMAS DE INSOLUBILIDAD TOTAL

Desde un punto de vista riguroso no existen dos metales absolutamente insolubles en estado sólido, pero en algunos casos la solubilidad es tan restringida que en la práctica se los puede considerar totalmente insolubles.

El análisis térmico de las aleaciones binarias de este tipo en diferentes concentraciones, da curvas de enfriamiento con un intervalo de solidificación y una meseta variables como se puede apreciar en la figura 14.8.

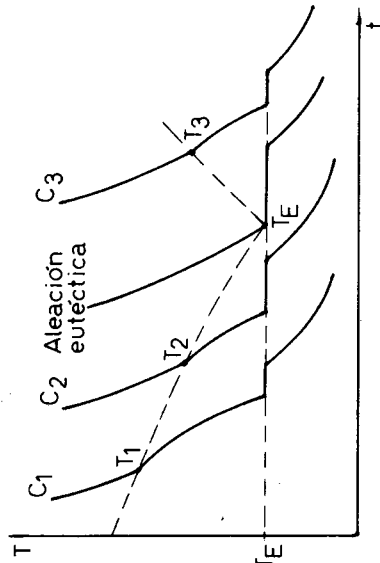


Figura 14.8. Curvas de enfriamiento de distintas aleaciones de un sistema binario que posee insolubilidad total.

A medida que aumenta el porcentaje de B en la aleación, disminuye el intervalo de solidificación y aumenta la longitud de la meseta, hasta llegar a una concentración crítica para la cual no existe intervalo de solidificación y la meseta adquiere el tiempo máximo.

A esta aleación que presenta, como los metales puros, una única temperatura de solidificación se la denomina *aleación eutéctica* y dicha temperatura será la *temperatura eutéctica*.

Las aleaciones cuya concentración del elemento B es mayor que la correspondiente

a la eutéctica, vuelven a presentar curvas de enfriamiento con intervalos de solidificación creciente.

Si unimos ahora todos los puntos de comienzo y de finalización de la solidificación para varias aleaciones del sistema, obtendremos las curvas de líquidos y de sólidos del diagrama de equilibrio que corresponde a las aleaciones binarias cuyos componentes son solubles en estado líquido y totalmente insolubles en estado sólido, como se muestra en la figura 14.9.

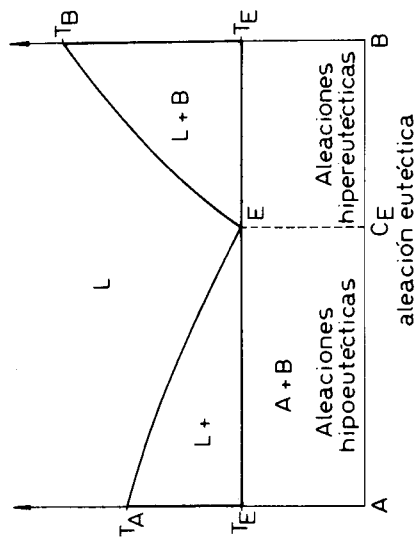


Figura 14.9. Diagrama de equilibrio de un sistema con eutéctico.

La ley crioscópica de Raoult referente a los puntos de solidificación de soluciones cuyos componentes son insolubles en estado sólido, establece que la temperatura de solidificación de un líquido disminuye con el agregado de una sustancia soluble en estado líquido e insoluble en estado sólido, y que dicha disminución es proporcional a la cantidad de moléculas disueltas.

Por esta causa, siendo T_A y T_B las temperaturas de solidificación de los componentes del sistema, cualquier aleación solidificará a una temperatura menor, dando origen a dos curvas de comienzo de la solidificación descendentes que convergen en el punto E denominado punto eutéctico, y que corresponde a la aleación eutéctica.

La línea de sólidos resulta ahora T_A T_E T_B , que conjuntamente con la línea de líquidos da origen a cuatro campos en el diagrama de equilibrio: uno monofásico, el líquido L, y tres bifásicos, $L+A$, $L+B$ y la mezcla sólida $A+B$.

A las aleaciones situadas a la izquierda de la correspondiente a la composición eutéctica, se las denomina hipoeutécticas, y a las que se encuentran a la derecha de CE, hipereutécticas.

Para conocer las estructuras que presentan las distintas aleaciones en estos sistemas binarios, analizaremos el enfriamiento en equilibrio de tres aleaciones típicas

cuyas concentraciones se indican en la figura 14.10.

En el enfriamiento de la aleación hipoeutéctica C_1 , al cruzar la línea de líquidos en el punto L_1 , comienza la precipitación de cristales de elemento A puro, mientras que el líquido remanente se va enriqueciendo de elemento B hasta que dicho líquido tenga la composición del eutéctico, o sea que la composición del líquido se traslada de L_1 a E. En ese momento, comienza a producirse isotérmicamente la reacción eutéctica siguiente:

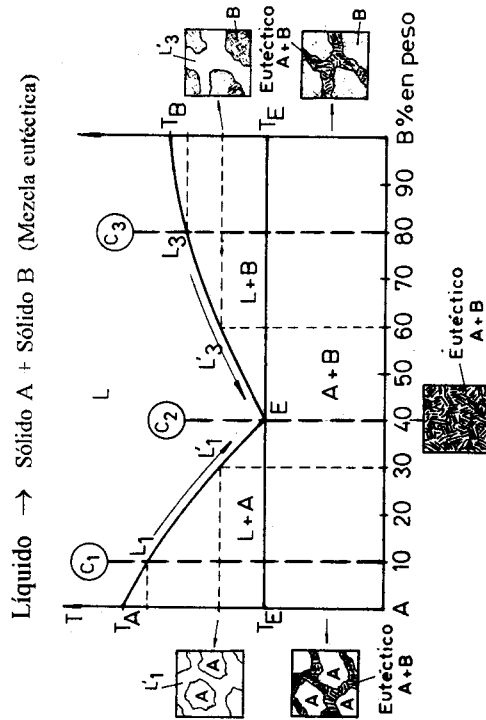


Figura 14.10. Ejemplo de aleaciones con eutéctico y esquemas de sus estructuras a distintas temperaturas.

Cuando esta reacción finaliza, la aleación cruza la línea de sólidos y permanece sin cambios hasta alcanzar la temperatura ambiente. Su estructura estará entonces formada por granos de A en una matriz eutéctica y dicha matriz estará formada a su vez por un precipitado fino de los dos componentes del sistema.

La aleación eutéctica C_2 sufre, al alcanzar la temperatura eutéctica T_E , la reacción isotérmica ya vista y por lo tanto su estructura no poseerá ninguno de los componentes A ó B aislados sino que estará formada totalmente por la mezcla eutéctica debido a que el punto eutéctico pertenece a las líneas de líquidos y de sólidos simultáneamente. Una vez solidificada, esta aleación no tendrá cambios posteriores hasta alcanzar la temperatura ambiente.

Finalmente, la aleación hipereutéctica C_3 , comenzará su solidificación al cruzar la línea de líquidos en el punto L_3 , mediante la precipitación de cristales de B puro que crecerán en proporción hasta que el último líquido remanente, cuya composición ha variado desde L_3 , alcance la composición de E, solidificándose como mezcla eutéctica, y la estructura final será entonces de granos de B en una matriz eutéctica de A + B.

como se observa en el esquema dibujado en la figura 14.10.

Como podemos apreciar en los casos de las aleaciones hipo e hiperutéticas, cuando comienza la solidificación, la composición del líquido remanente a cada temperatura, se va trasladando por la curva de liquidus hasta alcanzar la temperatura T_E , y cuando esto sucede, dicho líquido se transforma isotérmicamente en la mezcla eutéctica.

Con respecto al componente eutéctico, debemos decir que el proceso de formación de este microconstituyente comienza con la cristalización de uno de los componentes, supongamos el A por lo que el líquido que rodea a estos núcleos se enriquece de metal B y por lo tanto precipita cristalizando B.

Al suceder esto, nuevamente el líquido se enriquece en A y la solidificación continúa ahora precipitando A, siempre a temperatura constante, hasta que se complete.

El proceso antes descrito se generaliza en toda la masa, resultando una morfología muy particular de mezcla laminar estratificada o globular generalmente muy fina de A+B, como se aprecia en la figura 14.11.

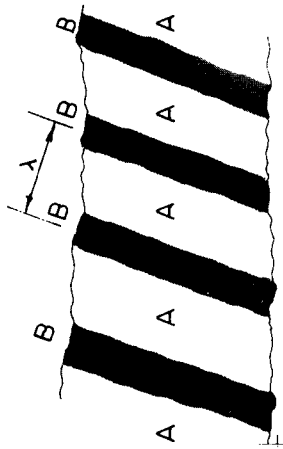


Figura 14.11. Microconstituyente eutéctico laminar

El espaciamiento interlaminar λ resultante será función de la velocidad de enfriamiento y por lo tanto resultarán más finas y más cercanas las láminas cuanto mayor sea dicha velocidad, que redundará en una variación de sus propiedades mecánicas de resistencia y dureza.

14.2.3 DIAGRAMAS DE SOLUBILIDAD PARCIAL

Estos diagramas de equilibrio representan el tipo más común y más importante en sistemas, donde cada uno de los elementos disuelve una cantidad limitada del otro.

Como observamos en la figura 14.12., aparecen ahora en este tipo de diagrama nuevas curvas que se denominan *solvus*, y que indican la variación de la solubilidad con la temperatura en estado sólido, de cada uno de los elementos en el otro: las curvas FH y GK.

De acuerdo con lo precedentemente dicho, el abatimiento del punto F nos da la máxima solubilidad de B en A, y el abatimiento del punto G da la máxima

solubilidad de A en B, ambos ubicados a la temperatura eutéctica.

Observando los campos que han quedado determinados en el diagrama vemos que hay tres zonas monofásicas: L, α y β , y las restantes son bifásicas, pero en ninguno aparecen los elementos A ó B puros, sino que existen únicamente sus respectivas soluciones sólidas A en B ó B en A.

De todas las aleaciones de este sistema, Cx es la que presenta variantes con respecto a las vistas anteriormente y corresponde a una aleación que se encuentra entre los puntos G y K, que es similar a las que se presentan entre H y F. Analizaremos su enfriamiento en equilibrio desde el estado líquido.

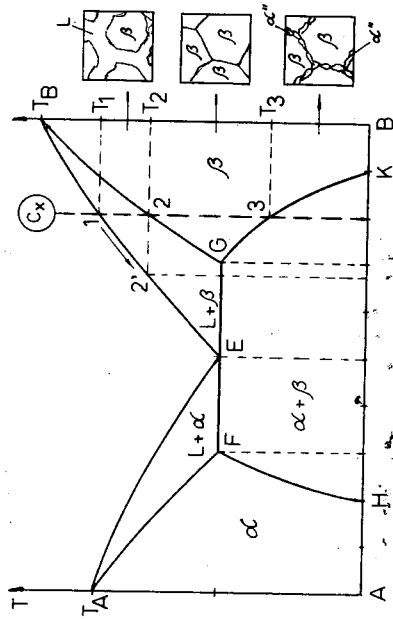


Figura 14.12. Diagrama de equilibrio de un sistema binario con solubilidad parcial.

Al alcanzar la temperatura T_1 comienza la solidificación formándose los primeros cristales de solución sólida β que finaliza al cruzar la línea de sólidos a la temperatura T_2 , resultando una estructura homogénea compuesta únicamente por granos de solución sólida. Entre T_2 y T_3 no se presentarán cambios estructurales pues lo que está sucediendo es que la solución sólida se está saturando de A, cosa que se produce al alcanzar la temperatura T_3 , donde se encuentra ya totalmente saturada.

Al descender más la temperatura, como se cruza la curva de solvus, la aleación quedaría sobresaturada de A y por lo tanto este elemento debe precipitar, pero lo hace en forma de solución sólida α a la que denominamos secundaria, para diferenciarla de la que aparece por encima de la temperatura eutéctica, si bien su estructura es idéntica a aquella. Esta solución sólida se aloja principalmente en el borde de los granos de β , por ser la zona de mayor energía de la aleación y porque la difusión tiene el tiempo suficiente para que el flujo de átomos fluya hacia esas zonas, ya que el enfriamiento lo estamos realizando en equilibrio.

Algo que debemos tener en cuenta, es que en esta aleación no aparece la estructura eutéctica, debido a que el último líquido presente en la solidificación, cuya composición corresponde al abatimiento del punto 2', no alcanza a tener la composición eutéctica dada por el punto E.

Además de la reacción eutéctica, es posible que se produzca otra reacción isotérmica en la cual el líquido reacciona con los cristales precipitados previamente y forma un nuevo tipo de cristales. Las reacciones de este tipo se denominan *peritéticas* y pueden ser escritas de la siguiente forma:

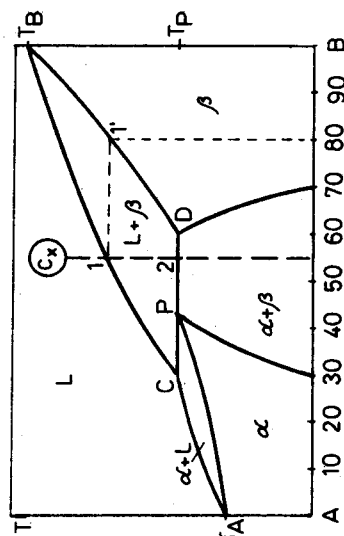
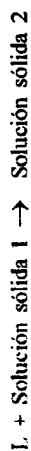


Figura 14.13. Diagrama de equilibrio de un sistema binario con reacción peritética

Veamos este caso en la figura 14.13., donde se presentan tres regiones monofásicas: solución líquida L, solución sólida α y solución sólida β siendo bifásicas las restantes zonas del diagrama, y analicemos el enfriamiento en equilibrio de la aleación Cx.

La solidificación comienza en el punto 1 con la precipitación de cristales de β y al disminuir la temperatura la concentración del líquido varía siguiendo la línea de liquidus hasta el punto C, y la concentración de los cristales sólidos desde 1' hasta D. Cuando se alcanza la horizontal CPD a la temperatura peritética, las dos fases reaccionan para obtener la solución sólida α con una concentración que corresponde al abatimiento del punto P sobre el eje de las composiciones porcentuales en peso.

Cuando la reacción concluye, quedan cristales β sobrantes y por lo tanto la estructura final que se conserva hasta alcanzar la temperatura ambiente estará conformada por $\alpha + \beta$.

Cuanto más cercana esté la aleación elegida a la composición correspondiente al abatimiento del punto P, tanto menor será el exceso de cristales β de la reacción peritética.

14.2.4 DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO DE SISTEMAS QUE FORMAN COMPUESTOS QUÍMICOS.

Un compuesto químico o fase de aleación intermedia estará presente en un sistema cuando en el diagrama de equilibrio respectivo aparezca una línea vertical

que pasa por la concentración que corresponde a dicho compuesto, que designaremos $AmBn$.

Los compuestos químicos pueden ser de *fusión congruente*, cuando no se descomponen durante el calentamiento hasta alcanzar la fusión como la que se indica en la figura 14.14., y de *fusión incongruente*, cuando pierden su estabilidad antes de alcanzar la fusión.

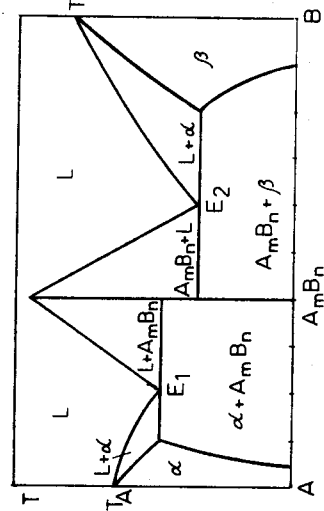


Figura 14.14. Diagrama de equilibrio con un compuesto intermetálico de fusión congruente.

El análisis térmico de las aleaciones de este sistema, si consideramos que se trata de dos diagramas por separado: el correspondiente a A- $AmBn$ y el que resulta de tomar $AmBn$ -B, se realiza como ya vimos en el caso simple de insolubilidad total, donde ahora tenemos dos temperaturas eutécticas.

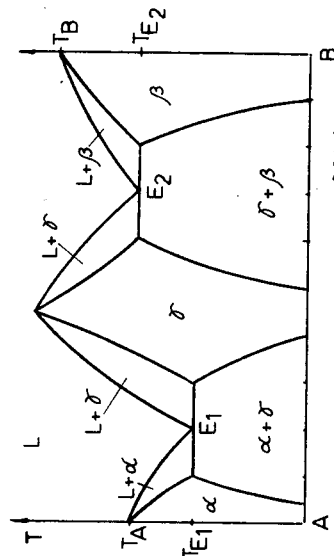


Figura 14.15. Diagrama de equilibrio con compuesto químico de composición variable.

En la mayoría de los casos los componentes y el compuesto químico forman soluciones sólidas limitadas o de solubilidad parcial, resultando un **diagrama**

complejo como se muestra en la figura 14.15, donde el campo γ representa una solución sólida basada en un compuesto químico de composición variable (compuesto electrónico).

Las aleaciones comprendidas en esta zona resultan generalmente frágiles y por lo tanto raramente se emplean en la práctica.

La existencia de un compuesto químico de fusión incongruente se muestra en la figura 14.16, donde vemos que en el calentamiento del compuesto $AmBn$, éste desaparece (se descompone) al alcanzarse la temperatura peritética dada por la horizontal DTP .

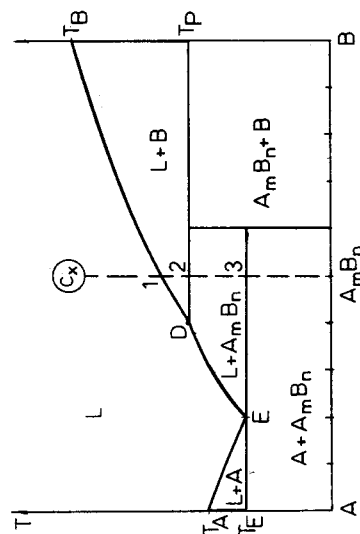


Figura 14.16. Diagrama de equilibrio con un compuesto químico inestable.

Para aclarar conceptos, analicemos el enfriamiento de la aleación Cx desde el estado líquido. Al cruzar la línea de liquidus en el punto 1, comienza la solidificación precipitando cristales de B puro, mientras el líquido varía su composición trasladándose sobre la curva 1D. Cuando alcanza la temperatura peritética, se forma el compuesto químico mediante la reacción isotérmica $L + B = AmBn$, y al finalizar queda un exceso de líquido cuya composición, al disminuir la temperatura, se desplaza sobre la curva DE y alcanza la composición eutéctica.

A partir de esta temperatura, el líquido solidifica mediante la reacción eutéctica, dando una estructura fina formada por la mezcla de cristales de A y $AmBn$ que rodeará a los granos de B ya precipitados por encima de la temperatura peritética.

14.2.5 TRANSFORMACIONES EN ESTADO SÓLIDO

Cuando uno o ambos elementos de los que componen el sistema poseen formas alotrópicas, se van a producir transformaciones en estado sólido mediante un proceso de cristalización secundaria.

En todos los casos hasta ahora vistos, se ha presentado lo que denominaremos cristalización primaria, o sea la precipitación de cristales desde una solución líquida.

También esta cristalización puede producirse con el cambio de la solubilidad con la temperatura. Veremos ahora que la cristalización secundaria se observará siempre que por lo menos uno de los componentes experimente transformaciones alotrópicas, como ocurre en los sistemas que contengan hierro, estaño, cobalto, manganeso, titanio o algunos otros metales.

El diagrama de equilibrio que se muestra en la figura 14.17, es un ejemplo de sistema binario donde ambos elementos son polimorfos, y donde las transformaciones a baja temperatura corresponden a una solubilidad parcial y las de alta temperatura al tipo de solubilidad total.

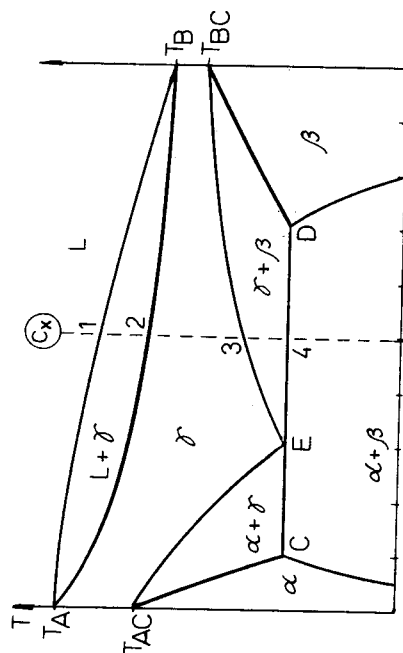


Figura 14.17. Diagrama de equilibrio con transformaciones polimórficas.

En este caso podemos observar que la aleación Cx , una vez solidificada en la solución sólida γ , sufre una transformación al cruzar la horizontal CED similar a la eutéctica pero partiendo de un sólido y precipitando simultáneamente dos nuevas soluciones sólidas α y β . A esta reacción que se produce isotérmicamente se la designa como *eutectoid*, para diferenciarla de la cristalización eutéctica que se produce a partir de un líquido. Igual nombre recibe el microconstituyente resultante, que está formado en el ejemplo dado por una mezcla fina de ambas soluciones sólidas.

14.2.6 RELACION ENTRE PROPIEDADES Y DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO

Las propiedades de las aleaciones metálicas están relacionadas directamente con las fases que formen los elementos constituyentes. Por lo tanto, los diagramas de

equilibrio nos dan una buena información sobre la posible variación de dichas propiedades con la composición.

En la figura 14.18, se muestran cuatro diagramas de equilibrio básicos con las correspondientes variaciones de características entre los valores de A y B.

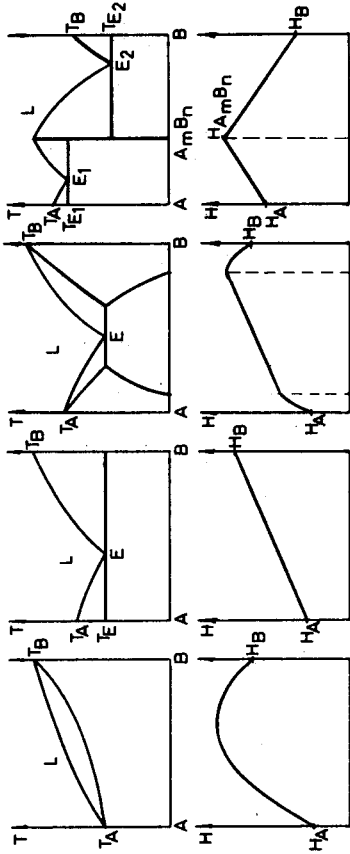


Figura 14.18. Variación de las propiedades de las aleaciones binarias en relación con sus diagramas de equilibrio.

En el diagrama a) de solubilidad total, donde se presenta una solución sólida, la variación de propiedades es curvilínea, presentando un máximo intermedio que es superior a los valores de los elementos puros. Si tomamos como ejemplo la dureza, los iones del elemento B que se van agregando a la red de A, van trabando el movimiento de las dislocaciones hasta un máximo que se dará cuando sea igual el número de iones de A y de B, lo que no significa que esto corresponda a una composición en peso del 50% de cada uno de los componentes, pues los pesos atómicos son distintos.

En el diagrama b) de insolubilidad total, donde se presenta una mezcla eutéctica a temperatura ambiente, la variación de propiedades seguirá la ley de las mezclas, o sea una respuesta de variación lineal entre las durezas de A y de B.

Para los casos de los diagramas c) y d) donde tenemos un ejemplo de solubilidad parcial y un sistema con un compuesto químico, la variación de propiedades resulta una combinación de los dos primeros casos.

14.3. ALEACIONES HIERRO-CARBONO

Los aceros y las fundiciones de hierro son las aleaciones metálicas más difundidas y utilizadas dentro de la industria metalmeccánica, por lo que su estudio pormenorizado resulta muy importante, relevancia que se acrecienta considerando que las reacciones del estado sólido en el sistema Fe - C, no sólo fueron las más extensamente estudiadas, sino que además se asemejan a otros muchos sistemas de aleación.

El constituyente fundamental de estas aleaciones es el hierro, un metal polimorfo de medianas características mecánicas y cuya curva de enfriamiento presenta cuatro mesetas correspondientes a otras tantas temperaturas donde se producen los cambios que se indican en la figura 14.19., que incluye variaciones de red cristalina y un cambio de propiedades magnéticas.

El hierro posee una temperatura de fusión de 1538 °C y tres estados alotrópicos: el hierro δ , con una red cúbica de cuerpo centrado no magnético, el hierro γ , cuya red es cúbica de caras centradas no magnético, y el hierro α , nuevamente de red cúbica centrada en el cuerpo, que presenta un cambio a 770 °C de sus características magnéticas. Esta última transformación, que se efectúa sin cambio de fase, no resulta de interés metalúrgico, por lo que en general no se la tendrá en cuenta para los análisis térmicos que realicemos.

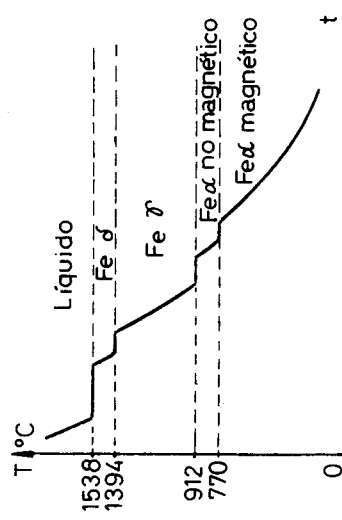


Figura 14.19. Curva de enfriamiento del hierro puro.

Este elemento forma con el carbono un compuesto químico intersticial, denominado *cementita*, que responde a la fórmula estequiométrica Fe_3C , con un contenido de carbono del 6,7 % en peso, y su punto de fusión es aproximadamente de 1252 °C poseyendo características metaestables, ya que a altas temperaturas y manteniéndola un tiempo suficiente se disocia en hierro y grafito.

La cementita, que en los diagramas de equilibrio aparecerá con la notación Cm, no experimenta transformaciones alotrópicas, pero a bajas temperaturas es débilmente ferromagnética, propiedad que pierde al sobrepasar los 230 °C.

Este compuesto tiene malas características mecánicas, ya que posee alta dureza, baja resistencia a la tracción y extremada fragilidad, por lo que su presencia en determinadas zonas de la estructura, como se verá más adelante, puede conferir a las aleaciones propiedades mecánicas deficientes.

14.3.1 DIAGRAMA DE EQUILIBRIO METAESTABLE Fe - Fe_3C

El diagrama de equilibrio metaestable que se ilustra en la figura 14.20., corresponde a un sistema binario formado por hierro puro y cementita, donde se observan iron

líneas horizontales que corresponden a otras tantas reacciones isotérmicas: peritética, eutéctica y eutectoide.

Encontramos en él varias soluciones sólidas y microconstituyentes que reciben nombres especiales y que enunciaremos por su aparición desde el estado líquido:

Ferrita delta (δ) : Solución sólida intersticial de C en Fe δ , de composición variable con un máximo de 0,09 % C a 1493 °C, con una red cúbica centrada en el cuerpo y no magnética.

Austenita (γ) : Solución sólida intersticial de C en Fe γ , de composición variable con un máximo de 2,14 % C a 1147 °C, con una red cúbica centrada en las caras y no magnética.

Ledeburita (Le) : Microconstituyente eutéctico formado por una mezcla fina de austenita y cementita a partir de 1147 °C, con 4,3 % de C.

Ferrita (α) : Solución sólida intersticial de C en Fe α , de composición variable con un máximo de 0,022 % C a 727 °C, con una red cúbica centrada en el cuerpo y magnética a partir de 770 °C.

Perlita (Pe) : Microconstituyente eutectoide formado por una mezcla fina de ferrita y cementita a partir de 727 °C, con 0,76 % de carbono.

Ledeburita transformada: (Let) Microconstituyente eutéctico formado por una mezcla de ferrita y cementita, como producto de la transformación de la austenita contenida en la ledeburita, por debajo de los 727 °C, con 4,3 % de C.

La designación de las aleaciones de este sistema se realiza en función de las propiedades que ellas tienen cuando solidifican primariamente. Tenemos así que hasta 2,14 % de C, la cristalización se efectúa como una *aleación monofásica*, que por dicha condición, presenta buena aptitud para la deformación plástica en caliente, como ser laminado, forjado, estampado, etc. y se las denomina *aceros*.

A su vez, a los aceros se los clasifica en *aceros hipoeutectoides*, cuando tienen menos de 0,76 % de C, composición que corresponde a la del punto eutectoide, y *aceros hipereutectoides*, cuando superan dicho valor.

Las aleaciones que contienen más de 2,14 % de C y teóricamente hasta 6,7 % de C, que solidifican como *aleaciones bifásicas*, donde una de las fases es la cementita, se las denomina *fundiciones blancas*, nombre que se debe a su fractura brillante y cristalina que las diferencia de las *fundiciones grises*, que por poseer grafito libre en su estructura las hace más oscuras y que pertenecen al sistema estable Fe-C.

Debemos aquí hacer una simplificación con respecto a la zona superior izquierda del diagrama de equilibrio, llamada generalmente *región delta* (de transformaciones peritéticas), que por tener escaso interés metalúrgico, suele ignorarse o no dibujarse en los diagramas que se utilizan en la práctica.

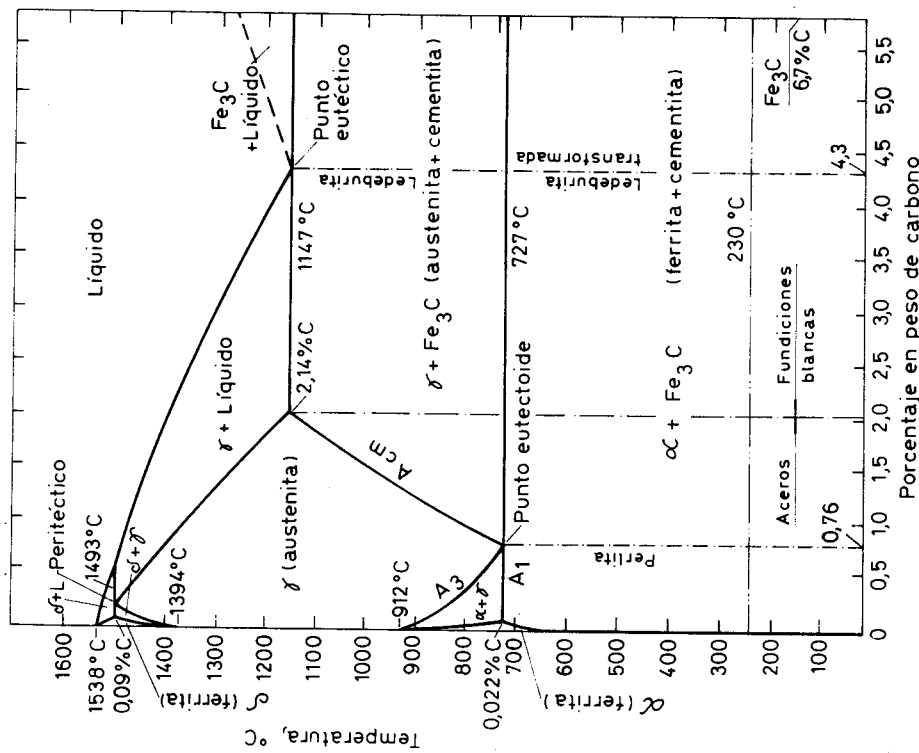


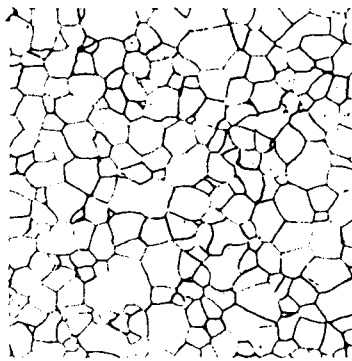
Figura 14.20. Diagrama de equilibrio metaestable de la aleación Fe-C.

En el diagrama del sistema metaestable, hierro - cementita, las fases no analizan, en ciclos de temperaturas de lenta variación, generalmente hasta una concentración en peso del carbono del 6,7 % (cementita - Fe₃C), debido a que para

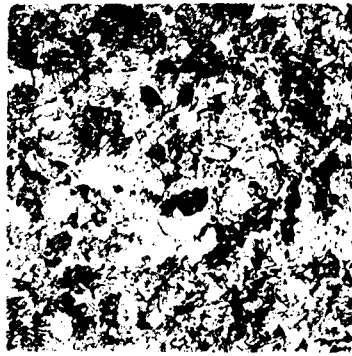
mayores valores no tienen importancia industrial, por lo cual los diagramas no resultan completos, más aún que es común limitarlos a aproximadamente el 5,5 % de C.

Mediante el microscopio metalúrgico empleado en el estudio de las estructuras metálicas (*metalografía*), pueden determinarse los cambios estructurales que experimentan las aleaciones Fe - Fe₃C, con el porcentaje de carbono y las variaciones de temperatura.

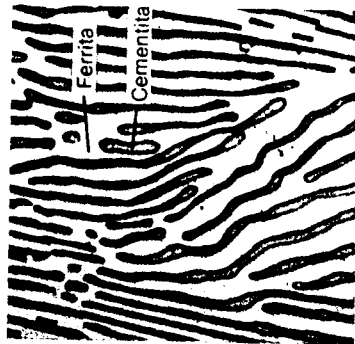
Así en las figuras siguientes se muestran estructuras de aceros con distintos porcentaje de carbono a temperatura ambiente, a partir de la ferrita.



Ferrita - 100 x



Ferrita - Perlita - 500 x
Acero hipoeutectoide



Ferrita - Cementita - 2500 x



Perlita - Cementita 1,3 % C - 500 x
Acero hipereutectoide

Como las propiedades de los aceros dependen de su estructura, y ésta es función de la composición química, o sea en este caso del contenido de carbono, analizaremos algunas aleaciones mediante el enfriamiento en equilibrio desde la región monofásica inmediata a la solidificación primaria, o lo que es lo mismo, desde el estado austenítico.

Veamos el enfriamiento de un acero hipoeutectoide de 0,20 % de C, como el indicado en el diagrama parcial de la figura 14.21., donde se ha dibujado sólo el extremo izquierdo rico en hierro.

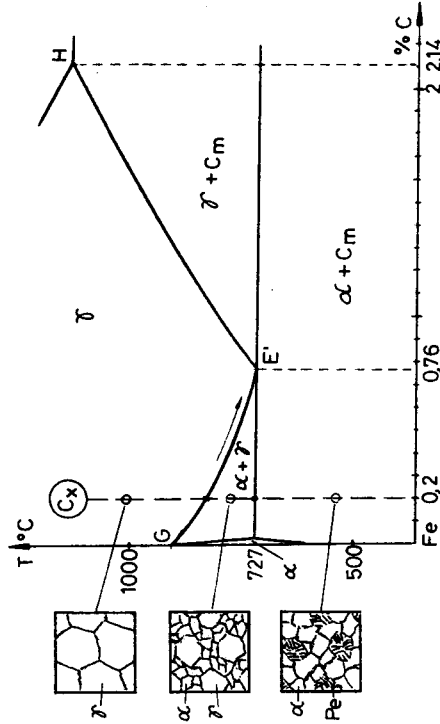


Figura 14.21. Diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C mostrando un acero de 0,20% de C.

Al cruzar la curva de transformaciones alotrópicas GE, comienza a formarse ferrita en el borde de grano de la austenita. A los puntos de esta curva se los conoce como temperaturas críticas superiores de los aceros hipoeutectoides y se designan con A₃.

Como la ferrita disuelve cien veces menos C que la austenita, el carbono que sale de la red cúbica centrada en las caras durante la transformación alotrópica debido al fenómeno de difusión, enriquece la austenita remanente hasta que ésta alcanza la composición eutectoide a 727 °C. En este momento, isotérmicamente se produce la reacción eutectoide y toda la austenita presente se transforma en perlita.

A esta temperatura se la conoce como temperatura crítica inferior, y si observamos el diagrama, vemos que es la misma tanto para aceros hipoeutectoides como para los aceros hipereutectoides y su designación es A₁.

Por debajo de dicha temperatura ya no existen nuevas transformaciones y la estructura final de este acero estará formada aproximadamente por 26% de perlita y 74% de ferrita. Estos porcentajes se obtienen del diagrama estructural de la figura 14.22, cuyo trazado no necesita mayores aclaraciones ya que a 0,76 % de C le corresponde una estructura totalmente perlítica, para otros tenores de C se pueden obtener las proporciones de ambos componentes ya que varían linealmente.

Debe tenerse en cuenta que en dicho diagrama la recta que divide el campo hipoeutectoide parte de cero cuando en realidad, si fuésemos muy rigurosos, debería

iniciarse en el valor correspondiente a la máxima solubilidad de C en la ferrita a temperatura ambiente, que resulta inferior a 3.7×10^{-6} , valor extremadamente pequeño.

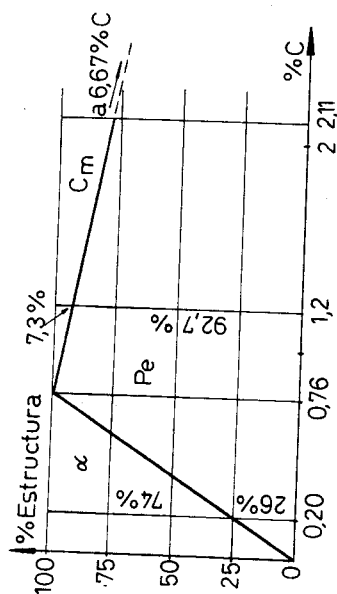


Figura 14.22. Diagrama estructural de los aceros en función del tenor de carbono.

Enfriemos ahora una aleación hipereutectoide de 1,2 % de C como se indica en la figura 14.23, desde el estado austenítico. Vemos que al cruzar la curva de solvus, la austenita pierde solubilidad y de ella debe salir C que lo hace como cementita, la que se deposita por difusión en el borde de grano. A los puntos de la curva de solvus se los denomina temperaturas críticas superiores de los aceros hipereutectoides y se designa con A_{Cm} .

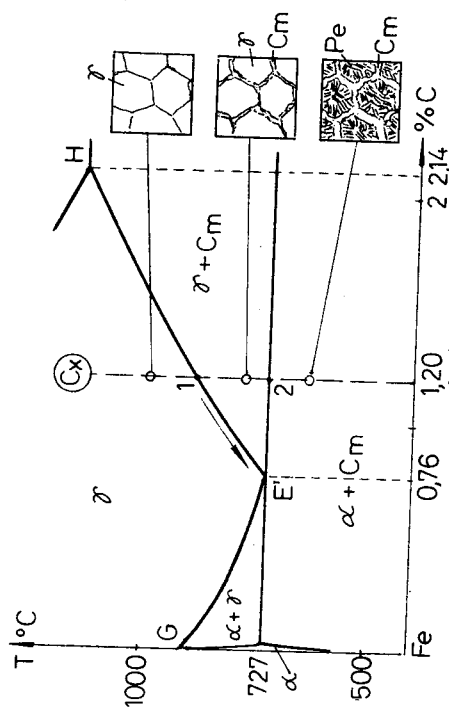


Figura 14.23. Diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C mostrando un acero de 1,20 % de C. A esta cementita segregada por la austenita, debido a su cambio de solubilidad, se la denomina *cementita secundaria*, para diferenciarla de la *cementita primaria*.

que segrega el líquido por encima de 1147°C, y de la *cementita terciaria*, que se separa de la ferrita por su cambio de solubilidad debajo de 727°C. Estas designaciones sólo indican la zona del diagrama en que aparece, pero no significan ningún cambio en su morfología.

Prosiguiendo con el enfriamiento en equilibrio del acero con 1,20% de C, la austenita presente alcanza la composición del punto eutectoide E' y en el punto 2 empieza a formarse la perlita a temperatura constante. Como resultado de esta transformación, se obtiene una estructura final a temperatura ambiente formada por 92,7% de perlita y 7,3% de cementita libre (valores obtenidos del diagrama de la figura 14.22), la que conforma una red continua alrededor de las colonias de perlita.

Con referencia a los denominados puntos críticos o temperaturas críticas, que se designan con la letra A (del francés *arrêt* que significa detención), suelen llevar en la práctica, además del subíndice que identifica la zona de temperatura y composición en que se hallan (A_1 , A_3 , A_{Cm}), otro que indica la dirección en que se produce la transformación: "r" por enfriamiento o "c" por calentamiento.

Esto se debe a que, al aumentar la velocidad de enfriamiento o de calentamiento con respecto a la de equilibrio, las temperaturas críticas varían por la inercia térmica que involucra el proceso. Tendremos así que A_{r1} diferirá más de A_1 (temperatura crítica inferior de equilibrio) cuanto mayor sea la velocidad de enfriamiento y esto resulta importante cuando se traten los tratamientos térmicos de los aceros.

14.3.2 CLASIFICACION DE LOS ACEROS

Independientemente de la marca que cada fábrica asigna a los aceros que produce, se han generalizado algunos sistemas de identificación ya sea por su uso final, sus propiedades mecánicas o su composición química.

Es así que se designan en el primer caso, aceros para resortes, aceros para herramientas, aceros estructurales, aceros de refinación, aceros de cementación, etc. En cuanto a la clasificación por características mecánicas, algunas normas utilizan por ejemplo la designación de F.240 ó F.360 para los aceros al carbono que tienen un límite de fluencia mínimo de 240 MPa o 360 MPa respectivamente, o el caso de los aceros que se emplean como armadura en el hormigón que se designan ADN 420, que deben cumplir con un límite de fluencia mínimo de 420 MPa.

La clasificación por composición química es la más generalizada, debido a la gran variedad de aceros que pueden obtenerse con distintos tenores de carbono y con el agregado de aleantes como el cromo, níquel, manganeso, vanadio, molibdeno, etc.

Aclaremos que si bien, de acuerdo a lo visto, designábamos aceros a aleaciones estrictamente binarias Fe-C, en realidad seguirán llamándose así mientras el contenido de aleantes no supere el 50% de su composición en peso.

Al respecto debemos mencionar en primer término el sistema de clasificación creado por SAE (Society of Automotive Engineers), basado en un número de 4 ó 5

digitos que fue rápidamente adoptado, con muy pequeñas modificaciones o agregados, por los entes normalizadores de casi todos los países del mundo.

En dicho sistema, donde se clasifican sólo los aceros de baja y media aleación, el primer número caracteriza la serie, o sea al o a los aleantes principales que presentan los aceros en su composición química.

El primer dígito será 1, o sea la serie 1000, cuando se trate de aceros que no presentan aleantes fuera del carbono, pero se debe tener en cuenta que por el proceso de fabricación, los aceros al carbono tienen inevitablemente en su composición: manganeso, silicio, fósforo y azufre, los que se encuentran dentro de pequeños límites que no alteran significativamente el diagrama de equilibrio binario ya estudiado, y no dotan al acero de propiedades especiales.

Las distintas series normalizadas que se identifican por el primer dígito, son:

10XX - Aceros al carbono,
13XX - Aceros al manganeso,
2XXX - Aceros al níquel,
3XXX - Aceros al cromo-níquel,
4XXX - Aceros al molibdeno,
5XXX - Aceros al cromo,
6XXX - Aceros al cromo-vanadio,
7XXX - Aceros al tungsteno,
8XXX - Aceros al cromo-níquel-molibdeno,
9XXX - Aceros al silicio-manganeso.

Los dos últimos dígitos definen siempre el tenor de carbono promedio expresado en centésimas. En algunos casos, cuando la designación SAE tiene 5 dígitos, son los tres últimos los que dan en centésimas el porcentaje de carbono. En cuanto al segundo dígito, presenta un significado variable: a veces es elegido arbitrariamente y sólo indica una sub-serie, y en otros casos representa el porcentaje del aleante principal.

Por último, digamos que una letra B ó L, intercalada entre el segundo y tercer dígito, significa la presencia de boro o plomo en la aleación.

Para ejemplo, veamos como se designan algunos aceros con y sin aleantes según este sistema:

SAE 1045 : 1 : Serie de aceros al carbono
0 : No posee aleantes de importancia
45 : 0,45 % de carbono medio

SAE 12L14: 1 : Serie de aceros al carbono
2 : Indica sub-serie, llamados «de libre corte». Posee mayores contenidos de P y S que la serie 1XXX
L : Contiene plomo de 0,15% a 0,35%
14 : 0,15 % de C máximo

SAE 4140: 4 : Serie de aceros al cromo-molibdeno
1 : Cromo de 0,9 a 1,1% y molibdeno de 0,15 a 0,25%
40 : 0,40 % de carbono medio

SAE 52100 : 5 : Serie de aceros al cromo
2 : Alto cromo : 1,5 % Cr
100 : 1% de carbono medio

SAE 8620 : 8 : Serie de aceros al cromo-níquel-molibdeno
6 : Indica sub-serie. 0,5 %Ni - 0,5 %Cr - 0,2 % Mo
20 : 0,20 % de carbono medio

Hace algunos años y merced a un acuerdo entre SAE, AISI (American Iron and Steel Institute) y ASTM (American Standard Testing and Materials), se creó un nuevo sistema universal basado en el anterior SAE para los aceros, que codifica a todos los metales y sus aleaciones, que se denomina : "Sistema de numeración unificado" UNS.

Este nuevo sistema emplea una letra inicial y cinco dígitos que para las aleaciones de hierro, o sea aceros y fundiciones, utiliza la siguiente codificación:

UNS D00001 al D99999 Aceros especificados por propiedades mecánicas.
UNS F00001 al F99999 Fundiciones de hierro.
UNS G00001 al G99999 Aceros al carbono y aleados según la anterior norma SAE excepto los aceros para herramientas.
UNS H00001 al H99999 Aceros con exigencia de templabilidad.
UNS J00001 al J99999 Aceros colados.
UNS K00001 al K99999 Aceros y aleaciones ferrosas no incluidos en las restantes codificaciones.
UNS S00001 al S99999 Aceros inoxidables resistentes a altas temperaturas y a la corrosión.
UNS T00001 al T99999 Aceros para herramientas.

Para los ejemplos ya vistos, la codificación UNS sería la siguiente:

SAE 1045 = UNS G10450
SAE 12L14 = UNS G12144
SAE 4140 = UNS G41400
SAE 52100 = UNS G52986
SAE 8620 = UNS G86200

14.4. FUNDICIONES DE HIERRO

Como ya vimos, se trata de aleaciones de hierro y carbono con tenores de este último superiores al punto de saturación de la austenita a la temperatura eutéctica.

Si bien teóricamente el carbono varía entre 2,14 % y 6,7 %, en la práctica el campo se reduce a valores entre 2,5 % y 4,0 % de carbono, ya que un exceso de este elemento fragiliza notablemente al producto.

Su nombre proviene del hecho que la fundición de piezas es el único proceso aplicado a estas aleaciones, ya que no pueden ser deformadas plásticamente en caliente ni en frío. Por otra parte, las bajas temperaturas de colada y la excelente fluidez que presentan algunas fundiciones permiten obtener piezas de forma complicada a bajo costo, presentando además menor contracción en el enfriamiento que los aceros.

Una clasificación sencilla de estas aleaciones, se realiza dividiéndolas en dos grupos que difieren fundamentalmente por la presencia o no de grafito libre en su estructura. Esto da origen entonces a las llamadas *fundiciones blancas*, donde todo el carbono presente está combinado químicamente en forma de cementita y los procesos de solidificación y transformación responden al diagrama metaestable Fe-Fe₃C.

El otro grupo, mas numeroso que el anterior y de mayores aplicaciones prácticas, es el de las *fundiciones grises*, donde además de diferir en el contenido de silicio, que es un elemento fuertemente grafitizante, el carbono se encuentra parcialmente combinado en forma de cementita y el resto en estado libre en forma de grafito, y los procesos de solidificación y transformación se realizan según el diagrama de equilibrio estable Fe-C.

Dentro de las fundiciones grises, puede hacerse una subclasificación por la forma de presentarse el grafito en la microestructura. Tenemos así las fundiciones grises laminares, las fundiciones maleables y las fundiciones esferoidales.

Siendo la velocidad de enfriamiento un parámetro fundamental junto con otros factores, en la obtención de fundiciones blancas o grises, existen también las denominadas *fundiciones atruchadas o moteadas*, que son las que participan de ambas microestructuras, y suelen presentarse en las zonas de transición de piezas coladas donde coexisten ambos tipos básicos.

Por último debemos agregar en esta introducción, que las fundiciones admiten ser aleadas como los aceros y son pasibles de ser tratadas térmicamente al igual que aquellos.

14.4.1 FUNDICIONES BLANCAS

Estas aleaciones poseen poco silicio, generalmente menor que 0,8 %, y las transformaciones que se producen desde el estado líquido se rigen por el diagrama de equilibrio metaestable Fe-Fe₃C de la figura 14.20., que no varía prácticamente con estos contenidos de silicio.

Llamaremos fundiciones blancas hipoeutécticas a las aleaciones que tienen un tenor de carbono menor que 4,3 % e hipereutécticas a las que superan dicho valor.

Analizaremos el enfriamiento en equilibrio de una aleación hipoeutéctica como se muestra en la figura 14.24., donde al cruzar la línea de liquidus en el punto 1, comienza la precipitación de los primeros cristales de austenita. A medida que avanza la solidificación, el líquido remanente se va enriqueciendo en C hasta alcanzar la composición del eutéctico E cuando llega al punto 2, en tanto que la austenita presente, también fue aumentando su contenido de carbono hasta 2,14 %.

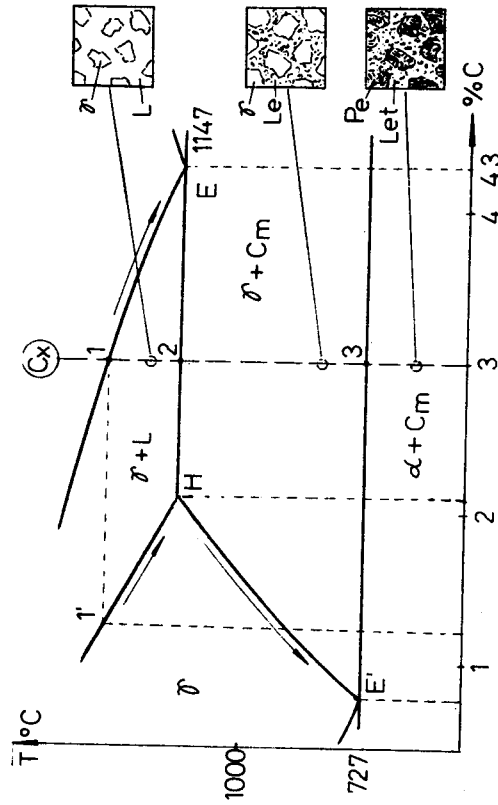


Figura 14.24. Diagrama de equilibrio parcial mostrando una fundición blanca de 3% C

En ese momento se produce la reacción eutéctica por la cual isotérmicamente comienza la transformación del líquido en ledeburita. Una vez solidificada la aleación, y cuando se pasa de 2 a 3, la austenita pierde solubilidad y sale C en forma de cementita secundaria hasta que la solución sólida alcanza la composición eutéctico. En este momento cuando se llega a la temperatura del punto 3, la austenita solidificada primitivamente se transforma isotérmicamente en perlita, y la austenita que formaba la ledeburita también se transforma, constituyendo ahora lo que habíamos designado como ledeburita transformada.

Las fundiciones blancas son extremadamente duras, alcanzando valores de hasta HB 650, presentando por lo tanto una gran resistencia al desgaste, por lo cual alguna de sus aplicaciones son las de fabricar bolas de molinos trituradores de minerales, camisas de mezcladoras de cemento y boquillas de extrusión para metales.

Otra de las aplicaciones de esta aleación es la de ser materia prima para la fabricación de fundición maleable por recocido prolongado.

14.4.2 DIAGRAMA DE EQUILIBRIO ESTABLE Fe-C

Todas las fundiciones grises poseen mayor contenido de silicio que los aceros (1,8-2,6 % contra 0,2-0,35 %), de manera tal que si fuésemos rigurosos, debiéramos considerarlas como aleaciones temerarias, ya que estos tenores de silicio hacen variar la ubicación de los puntos eutéctico y eutectoide, como así también las temperaturas correspondientes.

La ubicación del punto eutéctico está desplazada hacia la izquierda en un valor dado por la expresión:

$$C_{eut} = 4,3 \% - 1/3 (\% Si)$$

Esto hace que llamemos *carbón equivalente* de una fundición gris, a la suma de los contenidos de carbono combinado en forma de cementita, más el carbono en forma de grafito (G), más un tercio del contenido de silicio, o sea:

$$C_{eq} = C_{Cm} + G + 1/3 (\% Si)$$

La precipitación de C desde el estado líquido en forma de grafito, necesita de mayor tiempo para establecerse que la cementita, por lo que la velocidad de enfriamiento en la solidificación resulta un factor muy importante en la obtención de una fundición gris.

Por otra parte, la energía libre del grafito es menor que la de la cementita, o sea, siempre que pueda, el exceso de C precipitará como grafito, si no hay factores que inhiban este proceso.

La figura 14.25. nos proporciona una idea esquemática sobre la variación de la energía libre en función del porcentaje de carbono disuelto en la fase líquida o sólida, del % de silicio y de la velocidad de enfriamiento.

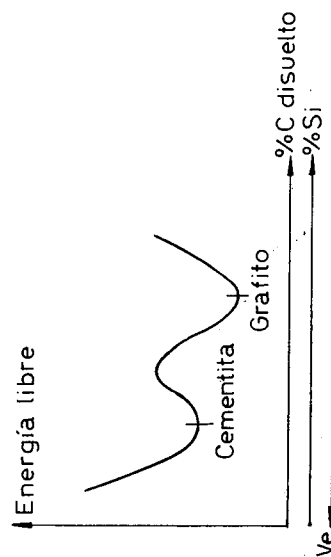


Figura 14.25. Variación de la energía libre en función del % C disuelto, del %Si y de la velocidad de enfriamiento.

Los factores fundamentales de la aparición del grafito, resultan entonces la composición química y la velocidad de enfriamiento durante la solidificación.

Además del silicio, existen otros elementos grafitizantes, si bien menos importantes que aquel, como el cobre, el níquel, el aluminio y el fósforo. Otros elementos en cambio, favorecen la precipitación del carbono como cementita: el cromo, el manganeso, el molibdeno, el tungsteno y el vanadio que son conocidos como estabilizadores de carburos.

Para explicar entonces cómo es que en las fundiciones grises aparecen tanto el grafito como la cementita, debemos decir que el proceso de solidificación comienza en el diagrama estable y en algún momento se altera y continúa en el diagrama metaestable debido a la interrelación de los factores ya mencionados, por lo que es posible tener grafito en una matriz de perlita y cementita.

Por último, recordemos que en el diagrama estable, el grafito reemplaza a la cementita en todos los campos donde aparecía aquella y el eutéctico ledeburita será ahora una mezcla de austenita y grafito.

14.3.3 FUNDICIONES GRISES

En una fundición gris, la microestructura de la matriz caracteriza en parte las propiedades de dicha aleación; tenemos así fundiciones grises perlíticas, ferríticas o ferrito-perlíticas en función del tenor de carbono combinado que posca.

La forma, distribución y tamaño del grafito presente en una fundición gris es un aspecto muy importante para sus características mecánicas, puesto que no habiendo cohesión entre la matriz y el grafito, éste reduce la sección eficaz de la pieza creando además un efecto de entalladura que disminuye su resistencia y aumenta la fragilidad.

Las formas tipo de grafito se encuentran normalizadas y se muestran en la figura 14.26., cuya clasificación y designación es la siguiente:

- I - Laminar
- II - Esferoidal
- III - Flocular o nodular
- IV - Vermicular o compacto

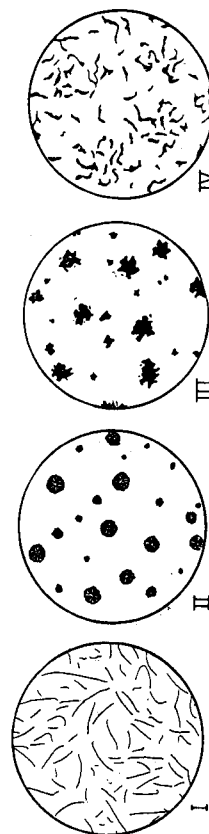


Figura 14.26. Tipos de grafito normalizados.

El tipo I, es el que se encuentra en las fundiciones grises comunes; el tipo II es el que caracteriza a las fundiciones *perlíticas* o también llamadas fundiciones dúctiles o de alta resistencia.

El tipo III corresponde a las denominadas fundiciones maleables de corazón negro y finalmente la forma tipo IV es la que se requiere en determinadas fundiciones grises para algunos usos particulares.

La distribución de las láminas de grafito se encuentran normalizadas en cinco tipos según se muestra en la figura 14.27, a saber:

- Tipo A Distribución uniforme con orientación al azar
- Tipo B Distribución en rosetas con orientación al azar
- Tipo C Distribución heterogénea con láminas finas y gruesas rectas con orientación al azar
- Tipo D Distribución interdirigida desordenada con láminas muy pequeñas orientadas al azar y agrupadas
- Tipo E Distribución interdirigida orientada con láminas pequeñas con orientación preferencial



Figura 14.27. Tipos de distribución de láminas de grafito en fundiciones grises.

Finalmente el tamaño de las láminas o esferoides de grafito están designados por un número, del 1 al 8, en función de la longitud de las láminas más largas o diámetros de los esferoides observados en una probeta metalográfica pulida y sin ataque químico a un aumento de 100 x.

Tanto la matriz como el grafito inciden en las propiedades mecánicas de una fundición. La primera, en función de su estructura: ferrítica, ferrito-perlítica o perlítica, y el grafito, por la forma, distribución, cantidad y tamaño de las partículas.

En el caso de las fundiciones grises laminares, la resistencia a la tracción aumenta cuanto menor es el tamaño y la cantidad de láminas de grafito, adoptando valores entre 100 MPa y 300 MPa con durezas del orden de HB 180 a HB 300 respectivamente. Los mayores valores se obtienen con tenores de C de 2,8 a 3 % y Si de 1,5 a 2 %.

Listas aleaciones son de fácil mecanizado, dando una muy buena terminación superficial, y poseen una baja sensibilidad a la entalladura por lo que los ángulos con pequeños radios de acuerdo no resultan peligrosos como en los aceros.

Por la presencia de grafito en su microestructura, resultan excelentes

para piezas que necesiten autolubricación y además poseen una gran capacidad de amortiguamiento de las vibraciones.

14.4.4 FUNDICIONES MALEABLES

Este tipo de aleación se obtiene colando la pieza en fundición blanca y efectuando luego un recocido prolongado en atmósfera neutra en dos etapas, la primera a aproximadamente 900 °C, y la segunda de 750°C a 650°C de manera de obtener una estructura hipoeutectoide con grafito nodular tipo III. Al producto obtenido se lo denomina *fundición maleable de corazón negro* o *fundición maleable americana*.

Este proceso se basa en la disociación de la cementita en hierro y grafito por su condición de metaestable, que se ve favorecida e impulsada por las altas temperaturas, lográndose que dicho grafito se presente en forma de nódulos irregulares.

Para que se produzca la grafitización, la composición química de esta aleación debe contener de 2,1 a 2,7 % de C y de 0,8 a 1,4 % de Si, o sea : $C + Si/3 = 2,8 \%$ para obtener una fundición "potencialmente" gris.

Con este calentamiento que es seguido por un enfriamiento muy lento en la zona de transformación de la austenita, como se observa en la figura 14.28, se consiguen resistencias del orden de 350 MPa con alargamientos de rotura de aproximadamente 12 % cuando se tienen matrices ferríticas, y resistencias de 650 MPa con alargamientos de rotura del 3 % cuando las matrices son perlíticas.

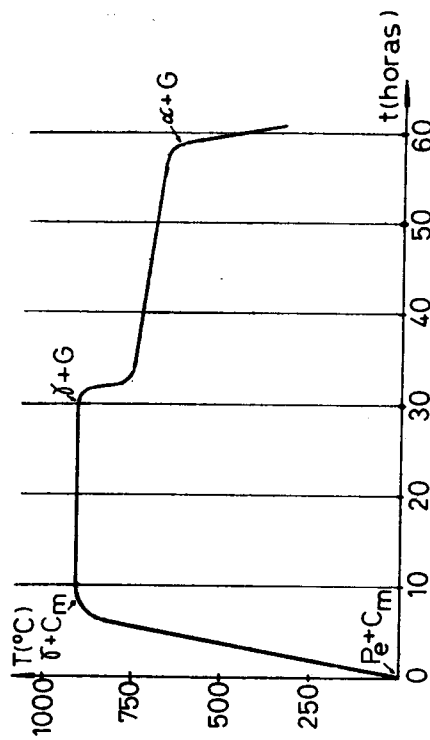


Figura 14.28. Ciclo térmico de maleabilización de la fundición blanca.

Recordemos que las propiedades de las fundiciones blancas de donde se partió eran de aproximadamente 130 MPa de resistencia estática a la tracción con alargamiento casi nulo.

El tipo de matriz estará gobernado por la velocidad de enfriamiento que se tenga en la segunda etapa del calentamiento: será ferrítica si esta velocidad es lenta o perlítica si esta se aumenta.

14.4.5 FUNDICIONES ESFEROIDALES

Estas aleaciones, que también reciben el nombre de *fundiciones dúctiles*, se caracterizan por presentar el grafito en forma de esferoides y a diferencia de las maleables, éstas se obtienen directamente de colada y no requieren tratamiento térmico posterior.

Los esferoides se forman durante la solidificación, debido a la presencia de pequeñas cantidades de cerio o magnesio que se agregan como aleaciones en el crisol, conjuntamente con un "inoculante" antes del colado de las piezas. Como dichos elementos tienen gran afinidad por el azufre, éste debe encontrarse en muy pequeñas cantidades en la composición química de la aleación ($< 0,015\%$ S) para que no se consuman en desulfurar la fundición.

Aclaremos que se denomina inoculante, a un elemento grafitizante que favorezca la transformación con un elevado número de núcleos, como son el ferro-silicio o el silicio de calcio.

En la actualidad, sólo se utiliza el magnesio, ya que el cerio exigía tener una muy ajustada composición química para que produjera los esferoides de grafito, y su adición en la cuchara se realiza como aleación Cu-Mg ó Ni-Mg, no obstante en el análisis químico final, sólo queda en la fundición un tenor de Mg del orden de $0,05\%$.

Las composiciones de las fundiciones esferoidales son cercanas a la composición eutéctica, o sea tienen un carbono equivalente de aproximadamente $4,3\%$, razón por la cual poseen un bajo punto de fusión.

Como los esferoides interrumpen menos la continuidad de la matriz que el grafito laminar, la resistencia a la tracción y la tenacidad aumentan con referencia a las aleaciones que presentan dicha forma de grafito. Digamos entonces que en estado bruto de colada y con una matriz ferrítica, se pueden obtener resistencias desde 380 MPa con alargamientos de rotura del orden de 16% , hasta resistencias del orden de 700 MPa con alargamientos del 4% , para matrices perlíticas.

Además de las propiedades especiales que presentan todas las fundiciones grises y que ya fueran citadas como las de ser autolubrificantes, tener muy buena maquinabilidad y amortiguar vibraciones, existe otra cualidad importante que es la de tener una buena respuesta a los tratamientos térmicos, lo que permite incrementar sus propiedades mecánicas y hacerla aplicable a usos donde antes sólo podía ser usado el acero, como por ejemplo árboles de levas o cigüeñales.

Un tratamiento térmico consiste en una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento aplicadas a una aleación en estado sólido y realizadas en una determinado medio, que generalmente tiene por objeto, la regeneración o modificación de la microestructura cristalina y el acrecentamiento o variación de algunas de sus propiedades físico-mecánicas, ya sea en forma total o sólo superficialmente.

Estos procesos se pueden caracterizar por medio de sus ciclos térmicos, o sea por las variaciones de la temperatura en función del tiempo, donde se pueden apreciar básicamente los parámetros que se indican en la figura 14.29.

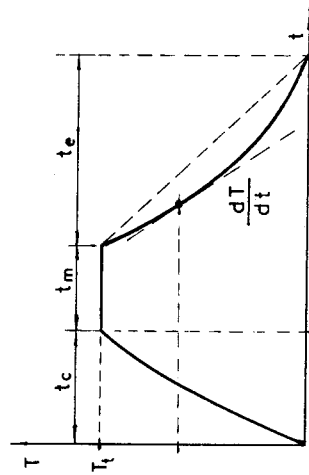


Figura 14.29. Ciclo de un tratamiento térmico básico.

Estos parámetros son los siguientes:

- Tiempo de calentamiento t_c
- Temperatura máxima del tratamiento T_1
- Tiempo de mantenimiento a la temperatura del tratamiento t_m
- Tiempo de enfriamiento t_e si la velocidad es constante, o velocidad real de enfriamiento si ésta es variable, $V_e (=dT/dt)$.

Se debe tener en cuenta que hay dos formas fundamentales de realizar los tratamientos térmicos:

- 1.- *Por enfriamiento continuo*, donde la variable fundamental del proceso es la velocidad de enfriamiento,
- 2.- *Isotérmicamente*, donde la variable principal es la temperatura del proceso en la cual se realizan las transformaciones buscadas.

14.5. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS ACEROS

Los tratamientos térmicos de los aceros que abarcan un cambio en toda la masa de la pieza tratada, se basan en la transformación que sufre la austenita como producto del cambio alotrópico que exhibe el hierro, y los que se circunscriben a la superficie de la pieza, que en algunos casos se fundamentan en el principio anterior y en otros, a un cambio de la composición química de la capa superficial. Estos últimos reciben el nombre de tratamientos termoquímicos.

Haremos una enumeración de los distintos tratamientos térmicos que se realizan habitualmente en la industria metalúrgica:

A.- De enfriamiento continuo:

I.- Recocidos

- a) De austenización completa o de regeneración
- b) Suberfíticos
 - 1) De ablandamiento
 - 2) Contra acritud o de recristalización
 - 3) Globular
- c) De austenización incompleta;
- d) Doble.

I.- Normalizado

III.- Temple y revenido

- a) Temple total,
- b) Temple interrumpido o martempering
- c) Temple superficial
 - 1) Por calentamiento a la llama
 - 2) Por calentamiento por inducción

B.- Isotérmicos

- I.- Recocido isotérmico
- II.- Patenting
- III.- Austempering

C.- Termoquímicos

- I.- Carburación o cementación
- II.- Carbonitruración
- III.- Nitruración
- IV.- Sulfinización

14.5.1 RECOCIDO

El objetivo principal de este grupo de tratamientos térmicos es el ablandamiento

y la obtención de microestructuras uniformes muy cercanas a las "de equilibrio", tal como aparecen en el diagrama Fe-Fe₃C. En última instancia, lo que se busca es disminuir la energía libre del sistema, pasando el acero a un estado más estable.

En la fabricación de piezas de acero, éste sufre calentamientos cuyas temperaturas dependen de la índole del proceso, como ser, en la zona de los 900 °C a 1100 °C para la forja y más de 1500 °C para el moldeo. El enfriamiento posterior, debido a que en todos los casos se persigue la obtención de determinadas formas, se hace generalmente sin un control riguroso, dando por resultado un acero de estructura irregular, con crecimiento anormal del grano, endurecimientos localizados y con tensiones internas.

Estas irregularidades o defectos se subsanan mediante el *recocido*, tratamiento térmico que consiste en calentar el metal hasta temperaturas que, como veremos, podrán ser algo superiores a la crítica superior o menores que la crítica inferior, manteniendo el tiempo suficiente para luego enfriarlo muy lentamente dentro del horno, en el caso que haya transformación de fase.

Los recocidos que veremos a continuación, presentan particularidades en función de la composición química del acero, del proceso de conformación previo y del objetivo perseguido.

a) Austenización completa o de regeneración

En este tratamiento, se lleva al acero mediante un calentamiento lento y uniforme, hasta la zona austenítica, o sea a una temperatura ligeramente mayor (20°C a 40°C) que la de su punto crítico superior para el caso de los aceros hipoeutectoides (figura 14.30). En esta temperatura deberá permanecer durante el tiempo suficiente para asegurar que toda la masa adopte la estructura austenítica, tiempo que, como se comprende, depende de la velocidad de calentamiento y del tamaño de la pieza.

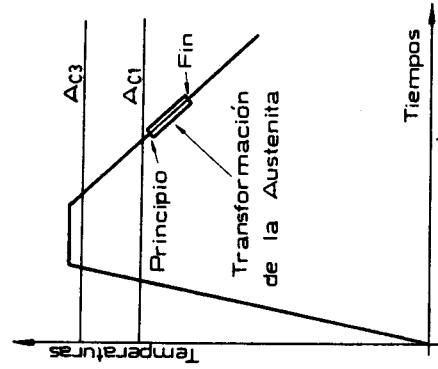


Figura 14.30. Ciclo térmico del recocido de austenización completa.

Debido a que el enfriamiento posterior es la parte fundamental del proceso, es en él donde se debe proceder con mayor rigurosidad. Es así que para estos aceros y para obtener una estructura de grano medianamente fino, dicho enfriamiento debe realizarse, dentro de su normal lentitud, tanto más rápidamente cuanto menor es el tenor de carbono, para evitar el crecimiento de los cristales de ferrita, debido a que la perlita presente, por ser una mezcla eutectoide de ferrita y cementita, no tiene proceso de crecimiento.

Como se aprecia en la figura 14.30, la zona de la transformación de la austenita se encuentra debajo de Ac_1 , debido a que los puntos críticos por enfriamiento (Ar_3 y Ar_1) son siempre inferiores a las temperaturas críticas por calentamiento.

En los aceros hipereutectoides el recocido nunca debe ser un tratamiento térmico final, pues queda perlita laminar gruesa con red de cementita que los hace frágiles.

b) Recocidos subcríticos

Se aplican cuando se busca eliminar las tensiones internas e incrementar la ductilidad, en los casos de acritud provocada por los procesos previos de deformación en frío, y consiste en calentar el acero a temperaturas próximas, pero menores, a la de su punto crítico inferior. Debido a que no se alcanza dicho punto, y por lo tanto no hay transformaciones de fase, la velocidad de enfriamiento no reviste mayor importancia, realizándose comúnmente al aire.

Siendo de fácil ejecución y de resultados similares, aunque no tan marcados como el tratado anteriormente, son de uso muy generalizado, pudiéndose distinguir tres formas diferentes de tratamientos subcríticos, como se aprecia en los ciclos térmicos graficados en la figura 14.31.

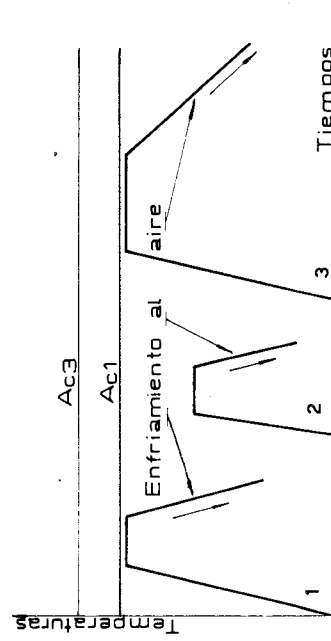


Figura 14.31. Ciclos térmicos de los recocidos subcríticos.

1) *De ablandamiento*: confiere al acero buenas características de mecanizado, sin llegar a valores de dureza tan bajos como con el recocido de austenización completa, y se realiza mediante un calentamiento a temperaturas lo más próximas posibles a Ac_1 , seguido de un enfriamiento al aire.

2) *De recrystalización o contra acritud*: aumenta la ductilidad de los aceros de bajo carbono (hasta 0,35% C) cuando han sufrido un proceso previo de conformación en frío y con el objeto de facilitar procesos posteriores. Mediante un calentamiento entre 600°C y 700°C, los cristales de ferrita alargados y con mayor energía como consecuencia del laminado, se regeneran adoptando nuevamente una forma equiaxial, con lo que recuperan su anterior ductilidad. Recordemos que en este tratamiento no existe cambio de fase, y la regeneración se realiza por el proceso de nucleación y crecimiento. Al igual que el caso anterior, el enfriamiento se realiza al aire.

3) *Globular*: se aplica a los aceros antes mencionados y los de baja aleación con el objeto de disminuir su dureza. Al calentarlos a una temperatura muy cercana a Ac_1 durante tiempos bastante mayores que en los casos anteriores, se logra que la perlita presente una configuración semejante a la globular con cementita esferoidal en matriz ferrítica. Finalmente el enfriamiento posterior se realiza al aire.

c) De austenización incompleta

Se trata de un tratamiento aplicable a aceros con más de 0,5 % de carbono y en especial a los hipereutectoides, debido a que en ellos es donde se consigue con mayor facilidad la estructura que caracteriza a este recocido y que es la de cementita globular en una matriz de ferrita, como se observa en la fotomicrografía de la figura 14.32, para un acero de 1% de carbono.

Dicha microestructura tiene como principal característica la de presentar una dureza variable con el tenor de carbono, pero siempre menor que la de cualquier otra que puedan presentar dichos aceros.

Calentando en este caso a temperaturas que se encuentran entre los puntos críticos superior e inferior, se puede operar de dos formas distintas, según se puede apreciar en los ciclos graficados en la figura 14.33, o bien manteniendo constante la temperatura alcanzada durante un tiempo de 2 a 4 hs, o haciéndola oscilar con valores inferiores a Ac_1 enfriando finalmente en ambos casos en forma muy lenta.



Figura 14.32. Cementita globular en matriz ferrítica . 400 x

Recordemos que la forma esférica de la cementita es la que presenta menor energía libre y cuanto menor sea la distancia interlaminar de la perlita, o sea cuanto más fina sea, más fácil será obtener el globulizado por este tratamiento, que también recibe el nombre de *esferodizado*.

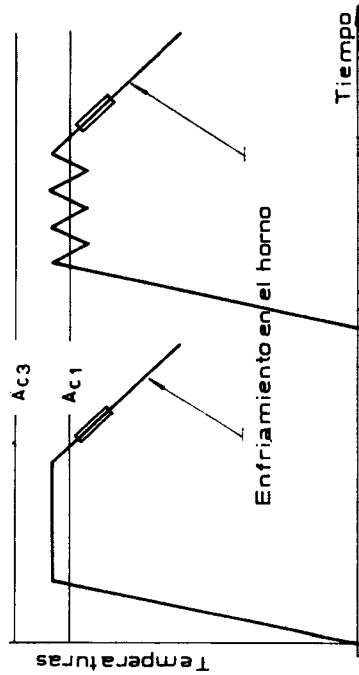


Figura 14.33. Recocido globular o de austenización incompleta.

d) Doble recocido

Consiste, en general, en la ejecución de un recocido de austenización completa o de regeneración seguido de otro subcrítico, sin dejar enfriar totalmente la pieza y un posterior enfriamiento al aire como muestra el ciclo térmico de la figura 14.34.

Con este tratamiento se obtienen las durezas mas bajas para una determinada composición química.

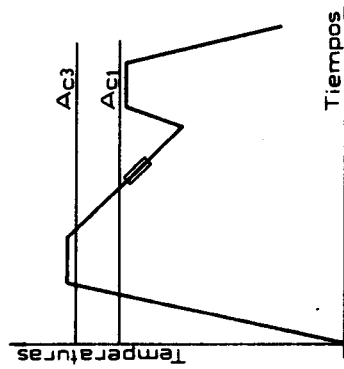


Figura 14.34. Ciclo térmico del doble recocido.

14.5.2 NORMALIZADO

En principio, se trata de un tratamiento parecido al recocido de austenización completa, diferenciándose de él en que las temperaturas de calentamiento alcanzadas son de 50°C a 70°C mayores que Ac_3 y la velocidad de enfriamiento resulta un poco mayor, pues en vez de enfriar dentro del horno se lo hace al aire calmo, figura 14.35.

Debido al enfriamiento más rápido, se consiguen estructuras de grano más fino, con mayor cantidad de perlita que la que indica el diagrama estructural en función del tenor de carbono que se mostró en la figura 14.22., lo que eleva algo sus propiedades mecánicas de resistencia y dureza, mejorando notablemente sus cualidades de maquinabilidad.

El hecho de presentar más perlita que la que corresponde a su composición química, se debe a que la mayor velocidad de enfriamiento provee menor tiempo para la formación de las estructuras pro-eutectoides: ferrita en los aceros hipoeutectoides y cementita en los hipereutectoides.

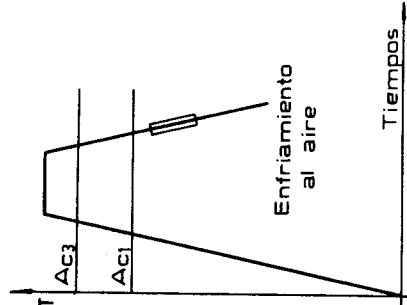


Figura 14.35. Ciclo térmico del normalizado.

Este tratamiento se aplica a piezas que han sufrido enfriamientos irregulares y sobrecalentamientos como son los casos de piezas coladas y las que han sufrido algún proceso de soldadura, a los efectos de homogeneizar y afinar la estructura.

También es de aplicación cuando por efecto de algún error, ya sea en las temperaturas o en las velocidades de enfriamiento, se obtienen piezas con tratamientos térmicos defectuosos que deben ser rehechos.

Para los aceros hipereutectoides, el normalizado reduce la continuidad de la red de cementita y puede aún eliminarla casi completamente. Si bien no es aconsejable para este tipo de aceros y menos en los especiales, se lo suele realizar como tratamiento previo al temple.

14.5.3 TEMPLE

El temple es el tratamiento térmico de mayor importancia de los que se somete al acero, y su objetivo fundamental es endurecerlo y aumentar su resistencia.

Para la obtención de un temple correcto, en el caso de los aceros hipoeutectoides, debe llevarse a la masa de los mismos a un estado completamente austenítico. Las condiciones en las que se realiza el calentamiento para conseguirlo, deben ser tales de no provocar diferencias de temperatura muy notorias entre la superficie y el núcleo de la pieza tratada.

El motivo de esta consideración es que dichas diferencias de temperatura, sobre todo en grandes masas, dan lugar a dilataciones desiguales, las que originan tensiones que si alcanzan valores elevados ocasionan fisuras o grietas internas. Por ello es que se acostumbra a controlar el calentamiento rigurosamente para producir una diferencia no mayor que 20°C entre puntos que disten 25 mm, o con una duración total del proceso del orden de una hora cada 25 mm de espesor.

Esta duración depende en gran parte de la forma en que se presenten las superficies de las piezas, ya sea oxidadas, rugosas o pulidas, siendo más rápido el calentamiento en los primeros casos.

Las temperaturas ideales de austenización para el temple son, por lo general, de 30°C a 50°C superiores al punto crítico superior para los aceros hipereutectoides, en cambio en el caso de los aceros hipereutectoides, la austenización es incompleta y la temperaturas de temple están ubicadas sobre el punto crítico inferior. Esto último se debe a que no resulta práctico disolver la cementita, ya que como el objeto de este tratamiento es el endurecimiento del acero y la cementita es la fase más dura que contiene este material, su disolución sería incorrecta.

Esta zona se elige, como así también el tiempo de permanencia en ella, de acuerdo al volumen de la pieza, al tipo de acero y a su estado estructural, debido a que para conseguir una austenización regular es necesaria una normal difusión del carbono. Por otra parte, dicha difusión puede ser entorpecida por la presencia de impurezas como el azufre, el fósforo u otros elementos que, por segregación en unos casos o por el rechazo del carbono en otros, la retardan.

Alcanzar mayores temperaturas en el calentamiento facilitaría la austenización, pero provocaría un aumento en el tamaño de grano, particularidad que proporciona un temple grueso y de mala calidad. En la figura 14.36 se muestra un mismo tipo de acero con dos temperaturas de austenización e igualmente enfriados dentro del horno: el a) que fue calentado a 1000°C con un grano grueso y el b) calentado a 800°C que presenta un grano más fino y uniforme.

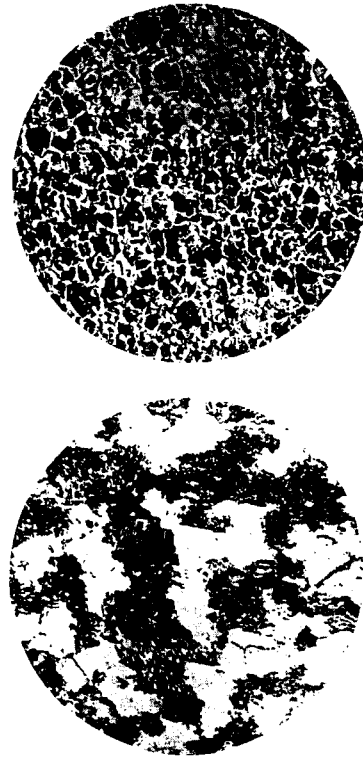


Figura 14.36. Microestructuras de un acero con diferentes temperaturas de austenización.

14.5.4 TEORÍA DEL TEMPLE

La operación más delicada y a la vez compleja de este tratamiento térmico es

el enfriamiento de la austenita, siendo el conocimiento particular de las transformaciones que se producen en ese proceso para distintas velocidades de enfriamiento, lo que nos permitirá interpretar las modificaciones de las propiedades que se logran en el acero templado.

Si el enfriamiento se realiza muy lentamente, al alcanzarse la temperatura teórica de 727°C , o sea el punto crítico inferior A_1 , comenzará a producirse la transformación de la austenita en sus componentes derivados: α y C_m , formando la mezcla que habíamos denominado perlita. Este proceso se realiza mediante la salida de carbono de la austenita por difusión y por lo tanto, necesita de un determinado tiempo para que se complete, en cuyo caso la transformación $\gamma \rightarrow P$ es *difusiva*.

A medida que la velocidad de enfriamiento aumenta, las temperaturas A_1 irán descendiendo cada vez más, y alcanzado un determinado valor de dicha velocidad que denominamos *velocidad crítica de temple*, el carbono, que ya no tiene el tiempo suficiente para emigrar de la red cúbica de caras centradas de la austenita y ubicarse en la cúbica de cuerpo centrado que hubiera correspondido si la transformación fuese difusiva, queda retenido en la red cristalina, dando lugar a una nueva estructura, de carácter metaestable, denominada *martensita*, representada en la figura 14.37.

Esta transformación es ahora independiente del tiempo y se realiza sin difusión a bajas temperaturas. La martensita, nombre dado en honor del investigador metalúrgico Martens, es una solución sólida intersticial sobresaturada de carbono en hierro α , y tiene una red cristalina tetragonal centrada, que difiere de la cúbica en que uno de sus parámetros (c) es algo mayor que los otros dos (a). Esta diferencia depende del contenido de carbono del acero y su valor máximo, dado como relación c/a es de 1,08 para un tenor de carbono de aproximadamente 2 %.

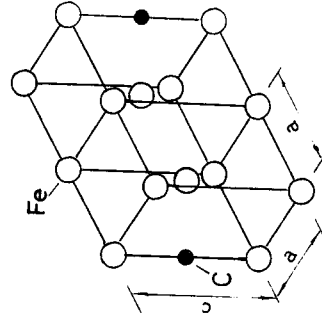
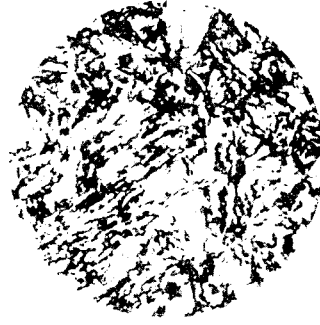


Figura 14.37. Red tetragonal y microestructura de la martensita. 450 x

El carbono queda aprisionado en la red de la martensita en los lugares de menor volumen, por lo que se produce una fuerte distorsión que es la causante de la gran dureza que exhibe esta estructura. Es obvio entonces, que dicha dureza dependerá fundamentalmente del contenido de carbono del acero.

Por otra parte, como la celdilla unitaria de la martensita es menos compacta que la de la austenita, la transformación va acompañada de un aumento de volumen que crea grandes tensiones internas, y su microestructura presenta un aspecto de *«muñón entrelazados»*, como se puede apreciar en la fotomicrografía de la figura 14.37.



El comienzo de la transformación martensítica se produce a una temperatura que sólo depende de la composición química del acero y que se designa M_s . Varios investigadores han propuesto expresiones polinómicas para calcularla, en función de los porcentajes de elementos presentes en el acero, entre las cuales podemos citar la siguiente:

$$M_s = 537^\circ\text{C} - (360 \times \%C) - (39 \times \%Mn) - (39 \times \%Cr) - (28 \times \%Mo) - \dots$$

donde observamos que se ha ponderado notablemente la acción del carbono como el principal retardador del comienzo de la transformación, y no existe una influencia manifiesta del silicio, a pesar de ser un elemento que siempre acompaña la composición de los aceros.

Este proceso es continuo y sólo depende de la disminución de la temperatura, con la cual no guarda una variación lineal, sino que es lento al principio, se acelera luego y termina también lentamente cuando se alcanza la temperatura de finalización M_f . Esta última, además de la composición química, depende del tamaño de grano austenítico y de la velocidad de enfriamiento. Sin embargo, debe aclararse que difícilmente se alcance una transformación del 100% de la austenita, ya que siempre queda una cantidad sin transformar atrapada entre las agujas de la microestructura de la martensita y a la que se la denomina *austenita retenida*.

La obtención de la estructura martensítica dependerá también del tamaño de la pieza, pues la conductibilidad térmica del acero hará que a distintas distancias en profundidad, se produzcan enfriamientos a menores velocidades que la crítica, lo que limitará la extensión y uniformidad del temple.

14.5.5 TEMPLABILIDAD

Siendo la dureza la propiedad que caracteriza el temple de los aceros, su valor

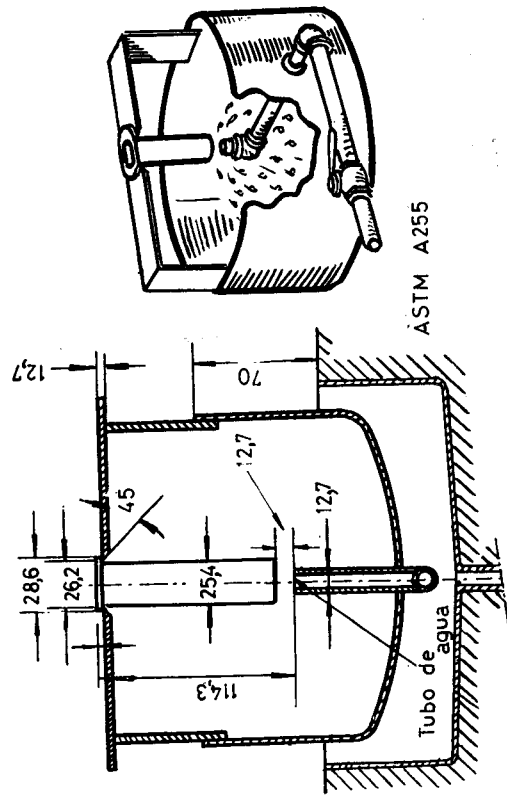


Figura 14.38. Esquema de montaje y probeta para el ensayo Jominy.

superficial no es un índice válido para calificarlos por su condición de adquirir dicha dureza, sino que se los diferencia por la mayor o menor facilidad con que permiten la distribución y penetración de esa característica hacia el interior de la pieza templada. A esta propiedad se la denomina *templabilidad* y queda claro que no debe confundirse con el concepto de dureza.

Existen varios métodos para estudiar y valorar la templabilidad del acero, pero el más generalizado es el ensayo Jominy, adoptado por la SAE y la AISI, que nos permite conocer con mucha aproximación, la dureza máxima y mínima que adquirirá en el temple y la influencia de los distintos elementos de aleación.

El ensayo consiste primeramente en la elección del lugar de donde se debe extraer la muestra con que se confeccionará la probeta, cuyas medidas normalizadas se indican en la figura 14.38., para que sea realmente representativa del producto a investigar.

Obtenida la muestra, se le efectúa un normalizado para uniformar su estructura y luego de mecanizada, se la calienta en un horno en el que se la coloca dentro de un molde de grafito, para evitar los efectos superficiales de descaburación u oxidación, a una temperatura de 60°C mayor que A_{c3} manteniéndola por un lapso de media hora.

Una vez austenizada, la probeta se coloca dentro de los 5 segundos en el soporte del dispositivo, recibiendo inmediatamente por la parte inferior un chorro de agua, cuya temperatura será de 20°C a 30°C , que la enfriará durante 10 minutos, transcurridos los cuales se concluye el enfriamiento al aire o introduciendo la probeta en agua.

Finalizado el temple en las condiciones relatadas, se rebajan dos generatrices diametralmente opuestas mediante un rectificado a una profundidad de 0,45 mm de cada lado. Sobre las superficies así obtenidas se determinarán valores de dureza por el método Rockwell C, colocando las impresiones en forma alineada y cada 1,6 mm de distancia en una longitud de 50 mm a partir de la cara que recibió el chorro de agua.

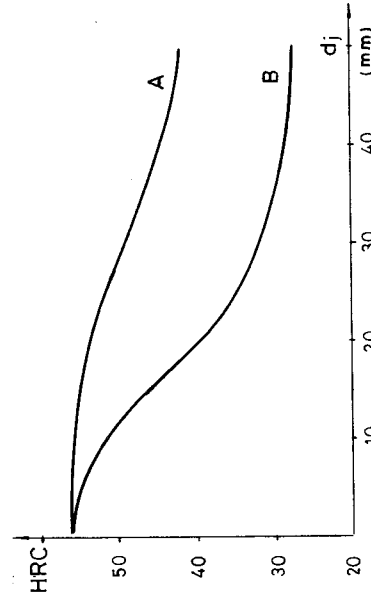


Figura 14.39. Curvas Jominy de dos aceros de distinta templabilidad.

Con estos valores de dureza en función de la distancia d_j a la que se encuentran, se traza una de las curvas de templabilidad que vemos en la figura 14.39. En dicha figura se han graficado dos curvas de diferente templabilidad pero que se originan en un mismo punto, indicando que se trata de dos aceros que tienen igual tenor de carbono

pero distinta composición química: el acero A tiene mayor templabilidad que el acero B, porque posee mayor cantidad de aleantes.

Las normas SAE y AISI complementaron su nomenclatura numérica para la clasificación de los aceros, con la letra H (de hardenability) como sufijo de los cuatro o cinco dígitos de su codificación numérica, significando así que la curva Jominy de dicho acero se encuentra dentro de una banda de templabilidad normalizada.

En el nuevo sistema de numeración unificada UNS, a diferencia del sistema anterior, la letra H se encuentra como prefijo de los cinco dígitos que codifican a cada uno de los aceros normalizados, pero con el mismo criterio de templabilidad ya visto.

14.5.6 FACTORES QUE INCIDEN EN EL TEMPLE

El factor fundamental en el proceso de temple es la velocidad de enfriamiento V_e , ya que es la que incide directamente en la determinación de la estructura final, y por lo tanto en la dureza y la resistencia del acero.

A su vez, la velocidad de enfriamiento depende de dos factores:

- 1) La forma, tamaño y estado superficial de la pieza
- 2) Efectividad del medio de enfriamiento, dado por:
 - a) Su composición y características físicas
 - b) Grado de agitación
 - c) Temperatura

Con respecto a las forma de las piezas, ellas podrán ser simples o complejas y sus tamaños grandes o pequeños, pero lo que debemos tener en cuenta es que el núcleo siempre se enfriará más lentamente que su superficie y esa velocidad de enfriamiento será tanto menor cuanto mayor sea su espesor y su volumen. Expresado de otra forma, podremos decir que V_e será proporcional al cociente entre la superficie y el volumen de la pieza.

La velocidad de enfriamiento también depende de la conductibilidad térmica del material, pero a los fines prácticos, podemos considerar que todos los aceros al carbono y los de baja aleación poseen similar conductibilidad térmica.

Finalmente digamos que el estado superficial tiene su influencia ya que la presencia de cascarrilla, o sea óxidos de hierro, actúa como un medio aislante bajando V_e .

Analizando ahora el efecto de los medios de enfriamiento clásicos para el proceso del temple, que pueden ser aceites, agua o salmuera, nos lleva a distinguir tres etapas, puesto que la velocidad no es constante.

Al introducir la pieza en el baño se produce la ebullición del mismo, con un fuerte desprendimiento de vapor que rodeará toda la pieza, o sea, que en esta primera etapa, la transmisión del calor se hará a través de una capa gaseosa, lo que motivará un enfriamiento relativamente lento que dependerá de la conductibilidad térmica del vapor.

La segunda etapa comienza cuando desaparece la capa gaseosa y empiezan a desprenderse burbujas, debido a que el metal se pone en contacto directo con el medio y se produce la ebullición violenta de éste, con lo que se incrementa el efecto refrigerante. Esto significa que esta etapa, que es la más rápida, dependerá de la viscosidad del medio y del grado de agitación que se produzca.

Finalmente, cuando la temperatura de la superficie del metal iguale al punto de ebullición del medio comienza la tercer etapa, que es la más lenta y donde la extracción del calor se realiza por conducción y convección del líquido.

El grado de agitación es un factor que nos permite variar la velocidad de enfriamiento lograda con un mismo medio, desde el estado de reposo hasta el estado de agitación violenta.

Con respecto a la temperatura del medio, digamos que para el caso del agua y la salmuera, es preferible que no superen los 30°C para que no aumente la duración de lo que denominamos primera etapa del enfriamiento. Esto obliga a la utilización de grandes cantidades o preferentemente una circulación permanente del agua en los recipientes usados para el temple en la industria. En el caso de los aceites, la temperatura óptima estaría entre 40°C y 70°C porque disminuye la viscosidad con respecto a la que tienen a temperatura ambiente.

En base a todo lo expresado, se ha definido el concepto de *severidad de temple* H , como una medida de la eficacia asignada a un medio de enfriamiento en función de adoptar el valor $H=1$ para el agua en reposo y a temperatura ambiente.

Los medios de temple utilizados en la industria, ordenados por su severidad de temple son:

Medios de enfriamiento	Reposo	Agitación violenta
1) Salmuera (10% de NaCl en agua)	2	5
2) Agua común	1	4
3) Sales fundidas	0,6	1,2
4) Soluciones acuosas de aceites sulfonados	0,5	1,1
5) Aceites para temple	0,2 - 0,3	0,8 - 1
6) Aire	0,02	0,06

14.5.7 REVENIDO

En la condición martensítica, el acero es demasiado frágil y contiene grandes tensiones internas para su utilización en piezas de máquinas, por lo que debe aplicarse un nuevo tratamiento térmico que elimine dichas tensiones, que aumente su tenacidad y por lo tanto su ductilidad, sin perder demasiado la dureza y la resistencia ganadas en el temple para lograr un servicio eficaz.

Esto se logra con el *revenido*, que consiste en calentar un acero previamente templado hasta una temperatura por debajo de la crítica inferior, seguido de un posterior enfriamiento al aire.

En realidad, el revenido no es un tratamiento térmico que pueda aplicarse a un acero en cualquier condición, sino que debe estar previamente templado, por lo que debemos considerarlo como una segunda etapa del tratamiento de "temple y revenido", cuyo ciclo térmico se muestra en la figura 14.40.

El mejoramiento de las propiedades mecánicas depende fundamentalmente de la temperatura alcanzada y del tiempo o duración del tratamiento.

Las temperaturas que se utilizan normalmente están entre 180°C y 650°C, siendo la temperatura elegida función de las propiedades que se desean.

El revenido a bajas temperaturas quitará las tensiones internas, otorgando algo de ductilidad pero manteniendo prácticamente la dureza, por lo que suele denominarse *revenido de alta dureza*. Si el objetivo es darle tenacidad al acero aumentando su ductilidad, se resignará algo de la dureza lograda y el revenido debe realizarse a altas temperaturas, designándolo como *revenido de alta tenacidad* y al tratamiento de temple seguido de un revenido de alta temperatura se lo conoce como *refinación*, debido a que se logran muy buenas características mecánicas con una estructura muy fina.

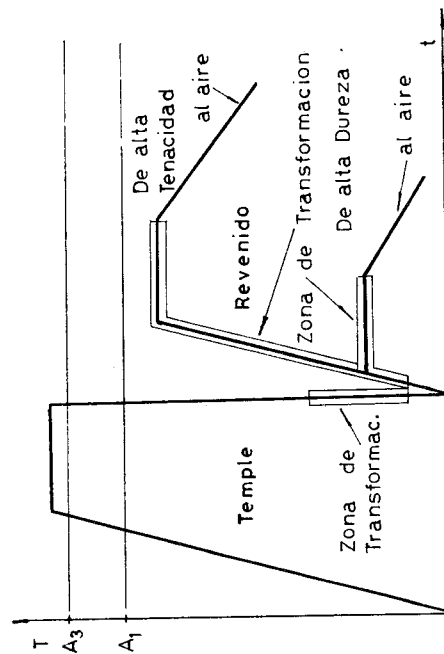


Figura 14.40. Ciclo térmico del temple y revenido de un acero hipoeutectoide.

Con respecto a la tenacidad otorgada por el revenido, se debe tener en cuenta el fenómeno que ocurre en algunos aceros como consecuencia de este tratamiento.

Cuando el calentamiento se produce entre 250°C y 400°C, se produce una disminución de la tenacidad, que puede ponerse en evidencia por los bajos valores obtenidos en el ensayo de impacto sobre probeta entallada. La presencia del silicio en tenores del 0,5 % al 2%, hacen que dicha fragilidad ocurra a temperaturas más elevadas.

Una muy breve explicación de lo que sucede en este proceso es que la activación térmica produce un aumento de la difusión, la que origina la precipitación del carbono atrapado en la estructura metaestable de la martensita, quitando las tensiones internas y logrando el aumento de la tenacidad.

A todas las estructuras obtenidas con este tratamiento se las designa como martensitas revenidas.

14.5.8 MARTEMPERING

Este tratamiento consiste en enfriar rápidamente un acero hasta una temperatura que se encuentra algunos grados por encima de Ms en un baño de sales fundidas, mantenerlo un corto lapso para luego enfriarlo al aire, si bien no conviene que sea muy lento ya que M_f baja y aumenta la cantidad de austenita retenida.

Con este proceso no alteramos la estructura martensítica, pero se pueden evitar los riesgos de fisuración y disminuir al máximo las tensiones internas que produce el temple directo por enfriamiento rápido desde la temperatura de austenización hasta la del ambiente.

Al interrumpir el enfriamiento antes de la transformación martensítica, que involucra una expansión volumétrica, se logra equilibrar las temperaturas de superficie y núcleo de la pieza disminuyendo la diferencia, que es la que crea las tensiones internas. Al tener una uniformidad mayor en la temperatura de la pieza, la transformación podrá ser casi simultánea en toda la masa con lo que se aminoran las deformaciones.

Este tratamiento resulta incompleto, ya que habrá que realizar el revenido posterior como en el temple continuo.

14.5.9 TEMPLE SUPERFICIAL

Las actuales exigencias tecnológicas ponen de manifiesto la necesidad de disponer de metales y aleaciones con propiedades aptas para condiciones críticas de servicio.

En el caso de piezas de acero que necesitan una alta dureza superficial con una gran resistencia al desgaste y al mismo tiempo exhibir una muy alta tenacidad del núcleo, como se exige por ejemplo a los flancos de los dientes de un engranaje, la solución puede encontrarse en los tratamientos de temple superficial.

El temple superficial se logra calentando rápidamente ciertas zonas de la pieza, confeccionada con aceros cuyo tenor de carbono oscile entre 0,30% y 0,60%, hasta la temperatura de austenización y enfriando inmediatamente con chorros de agua mediante aspersores especiales, con lo que se logra la transformación martensítica localizada.

El proceso de temple es idéntico al ya estudiado, pero la diferencia la encontramos en los distintos métodos de calentamiento que pueden utilizarse. Es así que este calentamiento puede realizarse mediante la aplicación de una llama de soplete oxiacetilénico, por acción de corrientes inducidas, por láser o por haz de electrones.

a) **Calentamiento por llama oxiacetilénica:** con este método y mediante la llama de un soplete oxiacetilénico se calienta selectivamente la zona a templar de la pieza, que por lo general es de gran tamaño. Regulando la llama y la velocidad de traslación relativa de la pieza respecto del soplete, se consigue que un espesor determinado alcance la temperatura de austenización, que por lo general es mayor que la que se utiliza en el temple total sin que ocasione crecimiento de grano.

En este proceso debe cuidarse que la velocidad de calentamiento de la capa superficial sea mayor que la velocidad de transmisión del calor hacia el núcleo de la pieza.

b) **Calentamiento por corrientes de inducción:** este sistema se utiliza para templar piezas de pequeñas dimensiones, mediante el uso de arrollamientos de tubos de cobre que conducen corrientes de alta frecuencia y por su interior circula agua para refrigerarlo. Este arrollamiento crea un campo electromagnético que induce corrientes en la pieza que se encuentra dentro de la bobina. Esta corriente inducida circula preferentemente por la capa superficial de la pieza, y tanto más cerca de la superficie cuanto mayor sea la frecuencia, calentando por efecto Joule cierto espesor, más allá del cual sólo se calentará por conducción térmica.

Si regulamos el tiempo, la potencia del equipo y la frecuencia de trabajo, puede controlarse el espesor calentado y la temperatura de temple, lográndose capas más uniformes que con el método anterior.

14.5.10 TRATAMIENTOS ISOTÉRMICOS

Reciben este nombre aquellos tratamientos en los cuales las estructuras resultantes son obtenidas como resultado de la transformación isotérmica de la austenita inestable.

Oportunamente hemos visto que la austenita era estable teóricamente por encima de 727°C y que por debajo de dicha temperatura no podía existir, ya que en un enfriamiento infinitamente lento se transformaba en la mezcla eutectoide de ferrita y cementita.

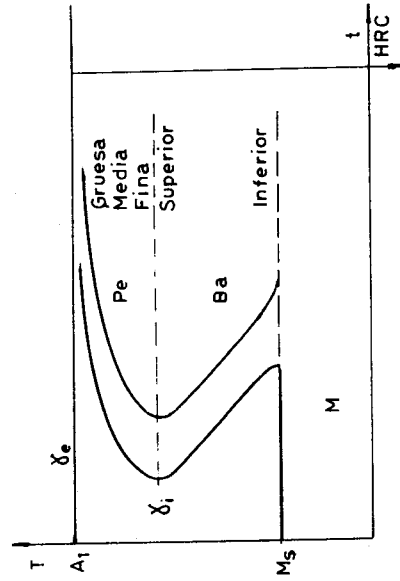


Figura 14.41. Diagrama de transformaciones isotérmicas TTT para un acero eutectoide.

Para entender el proceso de transformación isotérmica de la austenita podemos hacer el siguiente razonamiento: si llamamos Δt (subenfriamiento) a la diferencia de temperaturas entre 727°C y la elegida para estudiar la transformación, veremos que si Δt es cero, la transformación tardaría un tiempo infinito. Si Δt adopta un valor pequeño, por ejemplo 50°C , donde la difusión, que depende de la temperatura, es importante, el tiempo de la transformación tendrá ahora un valor determinado. Si Δt es ahora de 100°C y la difusión aunque menor, sigue siendo importante, el tiempo que demorará la transformación será menor.

Como los dos factores fundamentales del proceso son el subenfriamiento y la difusión, que proveen la energía impulsora de la transformación, cuando uno de ellos sea pequeño, los tiempos se alargan, que es lo que ocurre cuando el subenfriamiento es muy pequeño (temperatura cercana a 727°C) y cuando la difusión es casi nula (temperatura cercana a M_s). Por lo tanto los tiempos menores se darán en una zona intermedia, cuando uno de los factores tenga todavía un valor importante mientras el otro está creciendo.

Esto que explicamos se ve claramente en el *diagrama de Bain*, también llamado curva de transformaciones isotérmicas temperatura-tiempo o *curvas TTT* que se ilustra en la figura 14.41 para el caso de un acero eutectoide, y que de acuerdo con lo visto tendrá la forma de una C.

En este diagrama que presenta dos curvas, una de comienzo de la transformación y otra de finalización, se llevan las temperaturas en ordenadas y los tiempos en escala logarítmica en abscisas. Además posee sobre la derecha una escala de durezas no lineal, ya que a cada temperatura corresponde una estructura y por lo tanto un valor determinado de dureza.

Con respecto a las estructuras finales, tenemos que a altas temperaturas se obtienen perlitas laminares gruesas, medias y finas, clasificadas según la distancia interlamina que presentan.

A menores temperaturas aparece una nueva estructura denominada *bainita*, que si bien es también una mezcla de ferrita y cementita, su morfología y su génesis son distintas de la perlit. Esta nueva estructura presenta dos aspectos diferentes según sea la temperatura de origen, que reciben los nombres de *bainita superior*, con un aspecto plumoso y *bainita inferior*, con un aspecto acicular.

Debemos aclarar que cada acero tiene su diagrama TTT, ya que su ubicación depende de la composición química y del tamaño de grano.

Una vez conocida la existencia de este diagrama, se pueden explicar los tratamientos isotérmicos cuyos ciclos térmicos se han superpuesto en la figura 14.42.

Finalmente observemos que todos los tratamientos isotérmicos necesitan además del horno para austenizar la pieza, un baño de sales para reenfriarla.

transformación de la austenita, lo que nos hace pensar inmediatamente en un mayor costo que los de enfriamiento continuo.

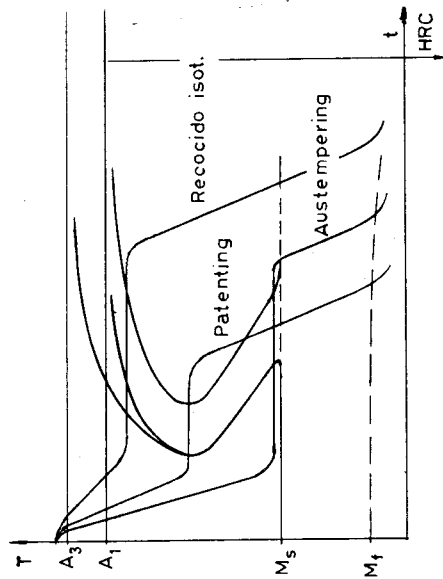


Figura 14.42. Ciclos térmicos de los tratamientos isotérmicos.

a) **Recocido isotérmico:** Consiste en austenizar la pieza, y colocarla rápidamente en el baño isotérmico de sales fundidas a una temperatura del orden de los 600°C a 650°C dejándola el tiempo necesario para que se complete la transformación.

Respecto a la diferencia en los resultados obtenidos con un recocido continuo de austenización completa, observamos una mayor homogeneidad en su estructura y por lo tanto en los valores de dureza de la pieza, y además, ofrece la ventaja de ser más rápido.

b) **Patenting:** Se lo emplea fundamentalmente como tratamiento previo o durante el trefilado de alambres y flejes de acero de alta resistencia, con un contenido de $0,6\%$ a $0,9\%$ de carbono y de $0,9\%$ a $1,2\%$ de manganeso. Estos aceros son de muy baja ductilidad, como consecuencia de que en su estructura predomina la perlita laminar.

Consiste en calentar el producto hasta la temperatura de austenización completa, para luego enfriarlo rápidamente en un baño de plomo fundido, cuya temperatura varía según los casos, entre 400°C y 600°C , exigiendo un control riguroso para asegurar la transformación total de la austenita en una perlita uniforme y muy fina que le confiera la mayor tenacidad compatible con la composición.

c) **Austempering:** Consiste en calentar el acero a la temperatura de austenización apropiada, y enfriarlo rápidamente en un baño de sales fundidas a una temperatura entre 250°C y 450°C , superior siempre en algunos grados a M_s , que es la temperatura de comienzo de la transformación martensítica. Mantenido en este baño hasta que la transformación finalice, el acero queda con una estructura bainítica, como la que se muestra en la fotomicrografía de la figura 14.43., de aspecto acicular en forma de pequeñas agujas, y que caracteriza a un acero de alta dureza y

resistencia, pero con una mayor tenacidad que la que presentaría el mismo acero después de un tratamiento de temple y revenido a igual dureza.

Este tratamiento da muy buenos resultados sólo para piezas que no superen los 12 mm de espesor, ya que de otro modo se corre el riesgo de tener algo de estructura perlítica.



Figura 14.43. Fotomicrografía de una estructura bainítica. $450 \times$

Resulta aplicable con óptimos resultados para herramientas y piezas chicas de acero con $0,6\%$ a $1,2\%$ de carbono, pero resulta oneroso y lleva un tiempo largo de transformación, por lo que no se adapta para piezas grandes.

Con este tratamiento se busca evitar los inconvenientes de la fisuración y las tensiones internas propias de las estructuras martensíticas.

14.5.11 TRATAMIENTOS TERMOQUÍMICOS

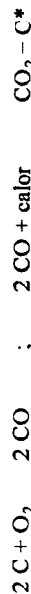
Los tratamientos térmicos con variación superficial de la composición, han sido una solución para la fabricación de piezas de máquinas que, debiendo poseer suficiente tenacidad por la índole de los esfuerzos a que están sometidas, requieren una dureza y resistencia al desgaste elevadas no compatibles en principio.

La condición de alta tenacidad es una propiedad que la cumplen los aceros de bajo contenido de carbono, mientras que los altos valores de dureza y de resistencia al desgaste sólo son esperables en los de alto carbono y aleados.

Esta coexistencia de dos tipos de acero sin solución de continuidad en la constitución de una sola pieza, es posible utilizando aceros de composición adecuada con tratamientos termomecánicos, que consisten en la incorporación por difusión a cierta temperatura y durante un determinado tiempo, de elementos como carbono y/o nitrógeno en una capa superficial más o menos profunda dependiente del tiempo de duración del proceso.

a) **Cementación o carburación:** Consiste en aumentar superficialmente el contenido de carbono de los aceros de bajo carbono (0,08% a 0,25%), sometiéndolos a temperaturas medias de 920°C en contacto directo con substancias carburantes, procediendo luego a templear la pieza para conseguir la dureza propuesta.

A esa temperatura, la austenita es ávida de carbono, el que se encontrará presente como carbono activo (C*), producto de la descomposición de su monóxido que se desprende de la mezcla carburante, según las siguientes reacciones:



Este carbono naciente o atómico se disuelve en la austenita y aunque la saturación se alcanza en valores de aproximadamente 1,2% de C, no es conveniente que la capa, cuyo espesor puede alcanzar los 4 mm, contenga más de 0,8% de C para evitar su fragilización después del temple.

Debe distinguirse lo que se entiende por capa cementada y capa dura: la primera es la comprendida en la zona en la que se ha producido un aumento del tenor de carbono con respecto al acero original, la que puede definirse por observación microscópica, mientras que la segunda se define por dureza y es la que después del tratamiento térmico toma una dureza mayor que 55 HV.

Las substancias carburantes pueden ser sólidas, gaseosas o sales fundidas. Entre las sólidas tenemos la mezcla Caron (carbón vegetal 60% y carbonato de bario 40%), carbón vegetal, negro animal, a las que se agregan ciertos porcentajes de coque, que actúa como agente transmisor del calor, carbonatos de sodio y de calcio como activadores.

Las gaseosas están constituidas por mezclas de un gas carburante, metano, propano, etc., y otro que actúa como portador, que en proporciones adecuadas puede ser el monóxido de carbono, hidrógeno y vapor de agua.

b) **Carbonitruración:** Aplicado con el mismo objeto que la cementación, se lo diferencia por la fijación o absorción simultánea de carbono y nitrógeno.

Como el proceso debe concluirse con temple y revenido, se ve facilitado en estos casos por la presencia del nitrógeno, al disminuir la velocidad crítica de temple y la temperatura M_s de transformación martensítica, con lo que se logra una mejor estructura.

Las mezclas carbonitrurantes son por lo general gaseosas, en las que el amoníaco es el gas base que suministra el nitrógeno, y el gas natural, de gasógeno, o vapores de hidrocarburos, el carbono.

Las temperaturas apropiadas oscilan en los 850°C y la duración del proceso que se rige por la profundidad de capa dura a obtener (0,1 a 0,6 mm), varía de media a cinco horas.

Estos tratamientos también pueden ser realizados en baños líquidos de sales (cianuros), en cuyo caso el proceso se denomina *cianuración*, siendo importantes para este método la composición y temperatura del baño. El contenido de carbono de las superficies endurecidas es menor que el producido por carburación, variando entre 0,5% y 0,8% y los contenidos de nitrógeno oscilan en 0,5%.

c) **Nitruración:** Este proceso de endurecimiento superficial utiliza al amoníaco gaseoso disociado a la temperatura del tratamiento, como proveedor del nitrógeno

atómico para la formación de nitruros de hierro y de aluminio y cromo que son los que le confieren una gran dureza al acero. Si bien las capas duras son delgadas (raramente superan los 0,5 mm) y los tiempos para lograrlas extremadamente largos, la dureza alcanza valores de 1100 HV, obteniéndose los mas altos valores en aceros llamados "de nitruración" que contienen tenores de 1% de aluminio.

Un parámetro interesante es la temperatura del proceso, que no supera los 530°C y por lo tanto al no alcanzar la crítica inferior, no se producen cambios de fase que alteren las medidas de las piezas, por lo que pueden ser sometidos elementos terminados templados y revenidos (refinados) previamente.

El tenor de carbono de los aceros de nitruración es mayor que los que se utilizan para el cementado, oscilando alrededor del 0,40%.

La alta resistencia al desgaste de las piezas nitruradas y su buena resistencia a la fatiga son las características sobresalientes para la elección de este tratamiento

Este tratamiento se utiliza extensivamente para piezas de motores de aviones, levas, camisas de cilindros, vástagos de válvulas, bielas y pernos de pistón.

d) **Sulfurización:** Su principal característica es la de conferir a las superficies tratadas, mejorables condiciones de resistencia al desgaste sin aumentar su dureza.

El azufre es en este caso el elemento aportado y proviene de mezclas de sales que lo contienen, como sulfito sódico al 12%, pero como los baños también contienen cianuros, se incorporan algo de carbono y nitrógeno simultáneamente.

Como las capas sulfurizadas son de reducidos espesores (0,3 mm como máximo), el proceso en una determinada pieza guarda un cierto ordenamiento, comenzando con el mecanizado de las superficies de forma de dejar un excedente de material de 0,02 mm para el rectificado posterior, someterlas a un calentamiento previo e introducir las en el baño, con lo que se previene un enfriamiento en su entorno debiendo encontrarse a una temperatura de 565°C.

Las superficies de la pieza tienden a sulfurizarse rápidamente, por lo que a la hora aproximadamente de tratadas se saturan, lográndose sólo una penetración de 0,15 mm; el máximo de 0,3 mm se alcanza en más de tres horas.

METALES NO FERROSOS

El comportamiento observado de los materiales metálicos y sus aleaciones permite clasificarlos en dos grandes grupos de características afines: *metales ferrosos*, si el constituyente que define a la aleación es el hierro y metales *no ferrosos* en caso contrario (Cobre, Aluminio, Níquel, Plomo, etc.).

Entre los no ferrosos analizaremos los puntos característicos del cobre y del aluminio y sus aleaciones, con el fin de completar el estudio de los metales más usados a nivel industrial.

14.6. COBRE Y SUS ALEACIONES

El cobre (Cu) es un metal no magnético de elevada plasticidad y fundamentalmente

muy buena conductibilidad eléctrica y térmica; que cristaliza según el sistema cúbico de caras centradas ($a = 3,615 \text{ \AA}$). Al combinarse con otros elementos como el zinc, estaño o aluminio genera aleaciones de características definidas multiplicando sus aplicaciones industriales.

Comercialmente puro (más de 99,3 % de Cu) posee estructura monofásica, baja resistencia y alta ductilidad, figura 14-24, y en purezas iguales o mayores de 99,9 % posee óptimas características eléctricas y térmicas, recibiendo el nombre de cobre electrolítico (ETP). El oxígeno y el azufre, en particular el primero, forman con él una mezcla eutéctide que en calidad de impurezas disminuyen su resistencia a la corrosión y electroconductibilidad; en cambio otros elementos como el arsénico, telurio o plata como aditivos mejoran algunas de sus propiedades electromecánicas y constituyen las llamadas aleaciones ricas en cobre.

Sus aleaciones pueden clasificarse según dos criterios no excluyentes:

- POR SU UTILIZACION:** Teniendo en cuenta el estado final del producto, en aleaciones fundidas y en trabajables o laminadas.
- POR SU COMPOSICION:** Según el o los elementos que definen a la aleación en los siguientes cuatro grupos:

Aleaciones ricas en cobre: Son aquellos cobres de pureza inferior al 99,3 % y en los cuales los elementos de aleación garantizan el 96 % de cobre.

Latones: Aleaciones de cobre-zinc y sus modificaciones con plomo (latones al plomo) o con estaño (latones al estaño).

Bronces: Término comercial de las aleaciones de cobre-estaño (bronces fosforosos) y en la actualidad usado para designar todas las aleaciones de cobre distintas de las anteriores en porcentajes de aleación menores del 12 % en peso; es decir, aleaciones de cobre-aluminio (bronces al aluminio), de cobre-silicio (bronces al silicio) y de cobre-berilio (bronces al berilio).

Aleaciones de cobre y níquel: Incluye las aleaciones binarias de cobre con el níquel (cuproníqueles) en porcentajes de este último de hasta el 30 % y las ternarias de cobre-níquel-zinc (alpaca).

Es importante resaltar que, tanto en el cobre como en muchas de sus aleaciones, son de gran importancia los tratamientos de deformación en frío, por su gran plasticidad aumentada que resultan insensibles a los tratamientos térmicos.

14. 6.1 ALEACIONES DE COBRE-ZINC (Latones)

Se conoce como latón a todas las aleaciones de cobre y zinc (Cu-Zn), cuyo porcentaje en peso del último alcanza un máximo de 45 %. En cantidades mayores la alta fragilidad de la aleación no justifica su aplicación industrial.

Las distintas microestructuras que surgen como resultado de las diferentes composiciones y sus transformaciones por variación de la temperatura serán interpretadas mediante

el uso del diagrama de equilibrio Cobre-zinc (figura 14-25), considerando a la aleación como binaria aunque en general los latones contengan pequeñas cantidades de otros elementos como el plomo, aluminio o estaño que, agregados a la aleación original, mejoran algunas de sus propiedades mecánicas.

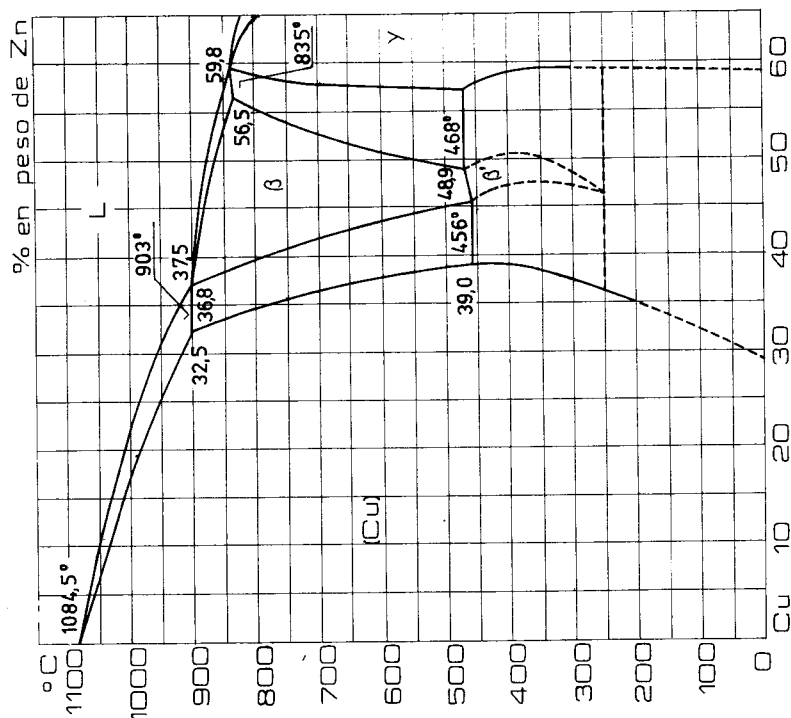


Figura 14-25. Diagrama de equilibrio Cobre-zinc (*Metals Handbook*, ASM, 1972).

De esta manera, los latones con menos del 36 % de Zn muestran una estructura monofásica constituida por una solución sólida por sustitución de zinc en cobre [Cu] que como la del cobre puro es homogénea, frecuentemente maclada y de granos equiaxiales en estado de recocido (figura 14-26a).

En estas condiciones, la aleación se presenta como un material de buena resistencia y alta ductilidad que, al no tener transformaciones en estado sólido, no acepta tratamientos térmicos.

Al ir aumentando el porcentaje de zinc (en más del 36 %), comienza a aparecer en la microestructura una nueva configuración, que a temperatura ambiente posiblemente tenga las características de un eutéctide (G. Shinoda-Y. Amano, *Trans Japan Inst Metals*, 1960). Sin embargo, en las aleaciones resultantes de enfriamientos normales, no tiene lugar la descomposición eutéctide y, por lo tanto, la solubilidad del zinc en la solución sólida decrecerá muy lentamente hasta la temperatura ambiente.

Por encima del 37 % de zinc esta nueva fase (β) cristaliza, según una relación definida de electrones de valencia y átomos llamada combinación electrónica $CuZn$, en el sistema cúbico de cuerpo centrado (cc) y se transforma en estructura ordenada (β') entre los 456 y 468°C, tomando de esta forma las características de un metal de mayor dureza y fragilidad.

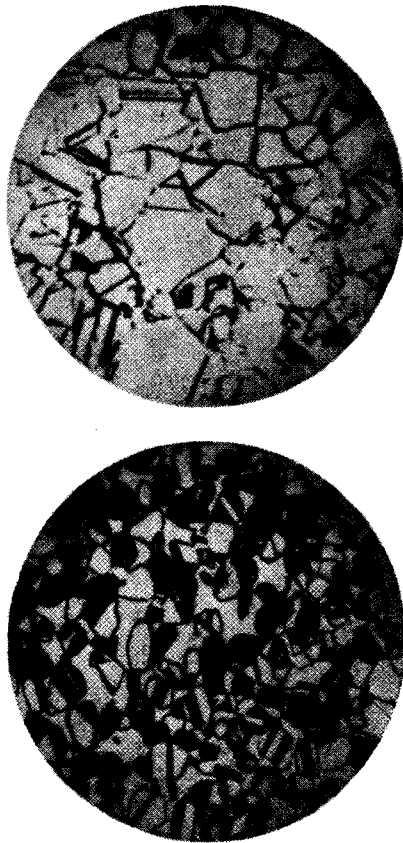


Figura 14.46. a) Latón monofásico de 30 % Zn ($\times 75$). b) Microestructura bifásica de un latón Cu 60-Zn 40 %. Recocido ($\times 100$).

Es decir, que todo latón con porcentajes de zinc comprendidos entre 36 y 47 % tendrá a temperatura ambiente una estructura bifásica, como puede verse en la figura 14-26b, donde la fase β' más dura, en color claro, proyecta su sombra sobre los cristales de (Cu), predominando una u otra según la mayor o menor cantidad de zinc presente en la aleación.

Por encima de este límite se destaca otro microconstituyente intermetálico de estructura cúbica de cuerpo centrado, la fase γ (Cu_5Zn_8) de gran fragilidad y responsable de roturas prematuras sin deformación y a bajas cargas.

Es importante recordar que, junto al cobre y al zinc, existen otros elementos en la aleación en forma de impurezas como el oxígeno, el azufre o el bismuto provenientes, en algunos casos, de los procesos de fabricación o por adición intencional de plomo, estaño, hierro, etc., con el fin de mejorar alguna de sus características mecánicas o tecnológicas.

Los elementos de aleación son agregados al latón convenientemente dosificados en proporciones que, según del que se trate, pueden oscilar entre el 0,5 y 5 %, pudiendo llegar a modificar la aleación como en el caso de los latones al plomo o al estaño.

Resumiendo, mencionaremos las características que otorgan a los latones los elementos de adición más importantes:

Plomo: Mejora el mecanizado en cantidades de 0,5 a 3 %, distribuyéndose en forma intergranular en las aleaciones bifásicas.

Estaño: Aumenta notablemente la resistencia a la corrosión y parcialmente la mecánica al ser introducido en proporciones del 0,5 al 1,5 % en las aleaciones laminadas y hasta el 6 % en las fundidas.

Hierro: Confiere al latón características magnéticas y disminuye el tamaño de grano.

14. 6.2 ALEACIONES DE COBRE Y ESTAÑO (Bronces)

Aunque en general se designa como bronce a toda aleación de cobre, distinta de las

de zinc y níquel, en que el elemento aleante se encuentre en porcentajes menores al 12 %, el nombre de bronce sin referencia expresa al elemento de aleación; se usa para identificar a las aleaciones de cobre y estaño; también llamados bronce fosforosos por la presencia

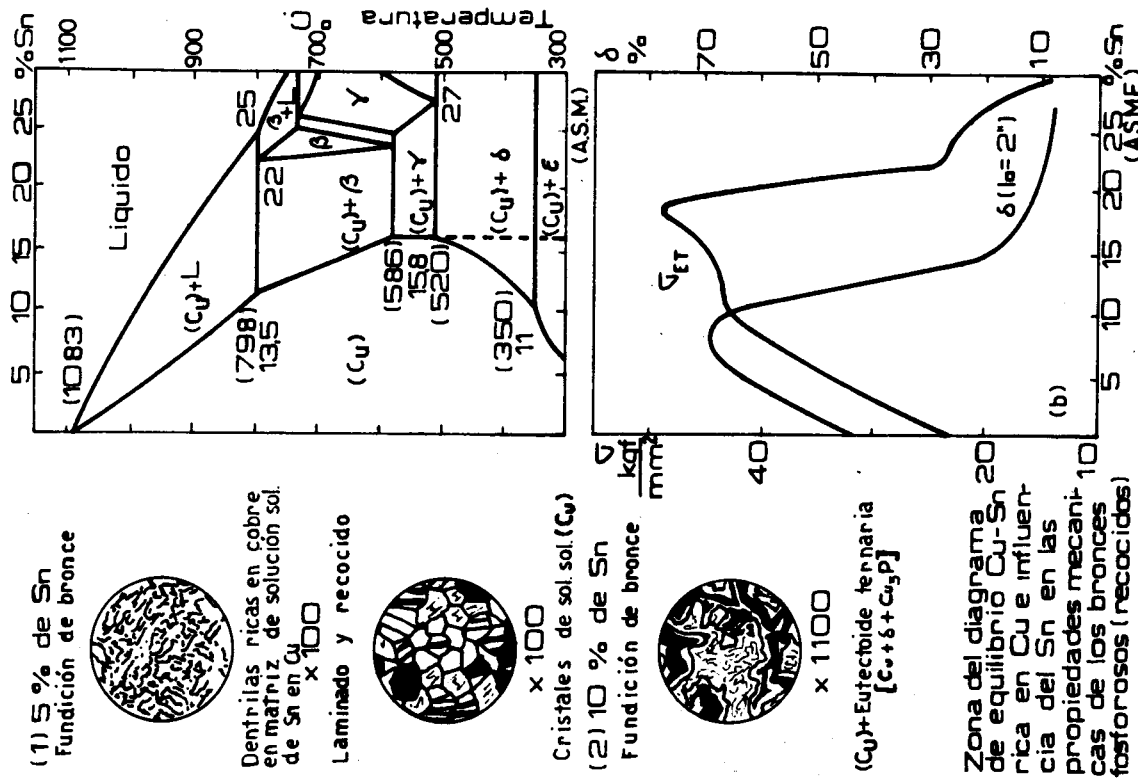


Figura 14.47.

de fósforo (menos del 1 %) como desoxidante. El fósforo mejora además las propiedades mecánicas; y la adición de plomo, que optimiza el mecanizado, da origen a las aleaciones temarias de $Cu-Sn-Pb$ o bronce fosforosos al plomo.

Como puede observarse en el diagrama de equilibrio $Cu-Sn$, las aleaciones ricas en cobre tienen una serie de transformaciones en estado sólido que dan origen a combinaciones electrónicas del tipo Cu_5Sn (fase β), $Cu_{31}Sn_8$ (fase δ) y Cu_3Sn (fase ϵ) y en particular a los 520°C se produce la descomposición eutectoide de la fase γ dando origen a la mezcla eutectoide o perlítica no laminar con 27 % de estaño $[(Cu) + \delta]$. Por debajo de esta temperatura la brusca disminución de la solubilidad del estaño en solución sólida con cobre (Cu) y la transformación de delta (δ) en la fase ϵ , estará condicionada a un enfriamiento extremadamente lento. Es decir que, en condiciones normales de enfriamiento, a temperatura ambiente, los bronce tienen estructura monofásica, solución sólida (Cu) o bifásica $(Cu) + \delta$.

De esta manera las aleaciones cuyo contenido de estaño es inferior al 10 % tienen estructura monofásica similar a las vistas, después de recocida y, por lo tanto, ductilidad y resistencia crecientes con el aumento del Sn (figura 14-27b).

En contenidos de estaño mayores junto a la solución sólida (Cu) aparece la mezcla eutectoide $(Cu) + \delta$, componente duro y frágil que al predominar por encima del 20 % hace a estas aleaciones quebradizas y de baja resistencia.

La influencia del eutectoide es clara en la figura 14-27b en la que se han graficado los resultados de ensayos de tracción sobre probetas ASTM, con cantidades crecientes de estaño.

14. 7. CLASIFICACION ASTM DE COBRES Y SUS ALEACIONES

Al igual que en los aceros, la gran variedad de aleaciones de cobre existentes en la actualidad ha provocado la necesidad de clasificarlas de acuerdo a nomenclaturas comunes que permitan su fácil identificación.

La ASTM y SAE utilizan el sistema propuesto por la Copper Development Association que designa a las aleaciones laminadas o fundidas con un código de tres dígitos en función de la composición química. A tal fin, el primer dígito indica el o los elementos principales de la aleación según la siguiente codificación:

ASTM N°	
1xx	Cobre de pureza mayor del 99,3 %.
2xx	Aleaciones de cobre al zinc (latones).
3xx	" " " al zinc-plomo (latones al plomo).
4xx	" " " al zinc-estaño (latones al estaño).
5xx	" " " al estaño (bronces fosforosos).
6xx	Aleaciones varias.
7xx	Aleaciones de cobre al níquel y al níquel-zinc.
8xx y 9xx	Aleaciones fundidas.

En donde las dos últimas cifras no tienen significado especial sino que simplemente se usan para distinguir las diferentes aleaciones dentro de cada serie o grupo. Así, por ejemplo, la aleación 260 indica:

Primer dígito	2	Aleación de Cu y Zn (latón).
Últimos dos	60	$Cu = 68,5-71,5$ %; $Pb = 0,07$ % máx.; $Fe = 0,05$ % máx.; otros = 0,15 % máx.; $Zn =$ resto.

Es importante aclarar que la serie 1xx no sólo agrupa a los cobres de grado de pureza mayor o igual a 99,3 %, sino también a las aleaciones cuyo contenido de cobre, aun-

que menor a 99,3 %, es mayor del 96 % y que por sus características no están clasificadas bajo otra denominación.

La especificación ASTM en cambio es insuficiente para las aleaciones tratadas mecánicamente o recocidas, al no hacer mención al grado de deformación previa (% de reducción de área) o al tamaño de grano respectivamente.

14. 8. ALUMINIO Y SUS ALEACIONES

El aluminio (Al) es un metal de red cristalina cúbica de caras centradas, de bajo punto de fusión (660,4°C) y reducido peso específico (2,72 gr/cm³), que tiene al hierro y al silicio como impurezas inherentes al proceso de fabricación.

Comercialmente puro (más de 99,0 % de Al) es de baja resistencia mecánica ($\sigma_{ET} = 6$ a 10 kgf/mm²), dúctil ($\delta_2 = 35$ a 45 %), brillante y de buena electroconductibilidad, con excelente resistencia a la corrosión.

De alta plasticidad y buena maquinabilidad resulta apto para muchos procesos de fabricación o trabajos de conformación; llegando hasta prácticamente duplicar su resistencia ($\sigma_{ET} \approx 16$ kgf/mm²) por tratamientos mecánicos de endurecimiento en frío.

En aleación con el manganeso, cobre, silicio, etc., modifica sustancialmente sus propiedades mecánicas y eléctricas, aunque mantiene su densidad con una variación máxima del 3 %. Las aleaciones de aluminio junto con las de magnesio constituyen las llamadas "aleaciones ligeras" (ASTM B275).

Con el mismo criterio que en el cobre, las aleaciones de aluminio se clasifican por su utilización y composición en:

Aleaciones trabajables	No tratables térmicamente	de Aluminio - Manganeso " " " - Magnesio " " " - Silicio
Aleaciones fundidas	Tratables térmicamente	de Aluminio - Cobre ($Al-Cu-Mg-Mn$) " " " - Magnesio - Silicio " " " - Zinc ($Al-Zn-Mg$)
	de Aluminio - Silicio " " " - Cobre " " " - Magnesio " " " - Zinc ($Al-Zn-Cu$)	

En general los elementos de adición endurecen a la aleación y disminuyen su conductibilidad, aunque actúan en forma dispar sobre su resistencia a la corrosión.

14. 8.1 CLASIFICACION ANSI DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES

Válida exclusivamente para las aleaciones trabajables, fue normalizada por la *Aluminum Association* y utiliza un sistema de cuatro dígitos, para identificar a las aleaciones por su composición, seguidos de una letra y por uno o más dígitos que, independientemente de los cuatro iniciales, definen el estado de entrega y el tratamiento realizado.

De esta manera, en la definición de la composición el primer dígito indica el principal elemento de aleación:

ANSI N°	Aluminios comercialmente puros ($\geq$ de 99,00 % de Al)
1xxx	

2xxx	Aleaciones de aluminio y cobre
3xxx	" " y manganeso
4xxx	" " y silicio
5xxx	" " y magnesio
6xxx	" " y magnesio-silicio
7xxx	" " y zinc
8xxx	Aleaciones varias

El segundo dígito si es cero indica aleación original y en caso contrario modificaciones de ella por cambio en los límites porcentuales de las impurezas, y los dos últimos, en la serie 1xxx, el porcentaje de aluminio en centésimos que excedan al mínimo de 99,00 %, mientras que en las series 2xxx a la 8xxx no tienen significado especial sino que simplemente se usan para distinguir las diferentes aleaciones dentro de cada grupo.

Los estados de entrega se representan mediante una letra (*F, O, H, T, W*), que define a cada uno de los tratamientos standard:

F	Bruto de laminación.
O	Recocido de regeneración.
H	Endurecimiento mecánico: con o sin tratamiento térmico posterior.
T	Tratamiento térmico.
W	Tratamiento térmico de disolución: con estado final metaestable y proceso de envejecimiento posterior a temperatura ambiente.

Además los estados *H* y *T* van seguidos por uno o dos dígitos que establecen para el primero si tiene o no tratamiento posterior al endurecimiento mecánico (1; 2 ó 3), y el grado de endurecimiento por deformación:

H1x	Sin tratamiento.
H2x	Con recocido contra acritud.
H3x	Con tratamiento de estabilización a baja temperatura.

En el caso de las aleaciones tratadas térmicamente (*T*), los dígitos indican el tipo de tratamiento entre los posibles en estas aleaciones; por ejemplo, el 1 y el 5 significan:

T1	Envejecimiento natural.
T5	Envejecimiento artificial.

Mediante el número ANSI los aluminios pueden ser fácilmente identificados; así un ANSI N° 1060-O, corresponde:

Primer dígito:	1	Aluminio comercialmente puro.
Segundo dígito:	O	Aleación no modificada.
Últimos dígitos:	60	99,60 % de contenido de aluminio.
Tratamiento (letra):	O	Recocido de regeneración.

De igual manera cualquiera de sus aleaciones, como por ejemplo la N° 3003-H14, resulta:

Primer dígito:	3	Aleación de aluminio y manganeso.
Segundo dígito:	0	Aleación original.
Últimos dígitos:	03	$Mn = 1,2 \%$; $Si = 0,6 \%$; $Al + \text{impurezas} = \text{resto}$.
Tratamiento:	H1x	Endurecido mecánicamente
	4	material semiduro.

IRAM - IAS

(Instituto Argentino de Normalización - Instituto Argentino de Siderurgia)

TRACCIÓN

U 500 - 34 / 1978	Toma y preparación de muestras y probetas de productos de acero, para ensayos mecánicos.
U 500 - 39 / 1981	Fundición de hierro gris. Método de ensayo de tracción.
U 500 - 45 / 1985	Chapas y flejes de acero de bajo carbono. Método de determinación del coeficiente de endurecimiento "n".
U 500 - 102 / 1976	Acero. Método de ensayo de tracción.
U 500 - 108 / 1978	Verificación de máquinas de ensayos de tracción.
U 500 - 756	Alambres de acero. Método de ensayo de tracción.

IMPACTO

U 500 - 16 / 1976	Acero. Método de ensayo a la flexión por impacto. Probeta simplemente apoyada con entalladura en V (Charpy).
U 500 - 17 / 1976	Acero. Método de impacto Izod. Probeta con entalla en V.
U 500 - 18 / 1982	Métodos de verificación de máquinas pendulares para ensayos de impacto.
U 500 - 106 / 1976	Acero. Ensayo Charpy sobre probeta con entalla ojo de cerradura o U.

FATIGA

U 500 - 81 / 1985	Acero. Método de ensayo de fatiga a temperatura ambiente. Principios generales.
U 500 - 113 / 1985	Barras de acero para hormigón armado. Método de ensayo de fatiga.
U 500 - 117 / 1985	Alambres, barras, cordones y cables de acero para hormigón pretensado. Método de ensayo de fatiga.

DUREZA

U 500 - 11 / 1976	Acero. Método de ensayo de dureza Rockwell superficial. Escalas N y T.
U 500 - 30 / 1978	Verificación de máquinas de ensayo de dureza Brinell.
U 500 - 31 / 1978	Verificación de máquinas de ensayo de dureza Vickers.
U 500 - 32 / 1978	Verificación de máquinas de ensayo de dureza Rockwell superficial.

- U 500 - 33 / 1978 Verificación de máquinas de ensayo de dureza Rockwell estándar.
- U 500 - 36 / 1978 Determinación de la profundidad de temple superficial por el método de dureza.
- U 500 - 37 / 1978 Determinación de la profundidad de cementación por el método de dureza.
- U 500 - 78 / 1983 Métodos de ensayo de microdureza Vickers y Knoop.
- U 500 - 79 / 1983 Máquinas de ensayo para microdurezas Vickers y Knoop.
- U 500 - 104 / 1976 Método de verificación.
- U 500 - 105 / 1976 Acero y fundición de hierro. Dureza Brinell.
- U 500 - 105 / 1976 Acero. Dureza Rockwell B y C.
- U 500 - 110 / 1976 Acero. Método de ensayo de dureza Vickers.

PLEGADO

- U 500 - 09 / 1976 Chapas y flejes de acero de espesores de menos de 3 mm. Método de ensayo de doblado.
- U 500 - 10 / 1976 Chapas y flejes de acero de espesores de 3 mm o más. Método de doblado alternado.
- U 500 - 91 / 1982 Barras de acero conformadas para hormigón armado. Método de ensayo de doblado y desdoblado.
- U 500 - 103 / 1976 Acero. Método de ensayo de doblado.

EMBUTIDO

- U 500 - 22 / 1977 Chapas y flejes de acero de espesores de 0,5 mm a 1,6 mm. Método de ensayo de embutido de copa cónica.
- U 500 - 23 Método de ensayo de embutido de copa. Método Swift.
- U 500 - 116 / 1977 Chapas y flejes de espesores de 0,5 mm a 3 mm. Método de ensayo de embutido con probeta sujeta. Ensayo Erichsen modificado.

METALURGIA

- U 500 - 123 / 1978 Ensayo de templabilidad de aceros. Ensayo Jominy.

ASTM

(American Society for Metals - USA)

- E 4 - 96 Prácticas estándar para la verificación de carga en máquinas de ensayos.
- E 6 - 89 (1994) Terminología estándar relacionada con métodos de ensayos mecánicos.
- E 74 - 95 Práctica normalizada para la calibración de los instrumentos de medición de las cargas en máquinas de ensayo.
- E 251 - 92 Método estándar de ensayo para la determinación de las características de calibres pegados electrico-resistivos metálicos.
- E 380 Práctica estándar para el uso del Sistema Internacional de Unidades (SI) (Sistema Métrico Modernizado).
- E 1237 - 93 Guía estándar de instalación de calibres pegados electrico-resistivos.
- E 1561 - 93 Práctica estándar para el análisis de los datos de rosetas de deformación.
- E 1595 - 95 Práctica estándar para la evaluación de laboratorios de ensayos mecánicos.

TRACCIÓN

- E 8 - 96 Métodos estándar de ensayos de tracción de materiales metálicos.
- E 21 - 92 Práctica recomendada para ensayos de tracción a elevada temperatura en materiales metálicos.
- E 83 - 96 Método de verificación y clasificación de extensómetros.
- E 111 - 82 (1988) Método de ensayo para la determinación del módulo de Young, módulo tangente y módulo de cuerda.
- E 132 - 86 (1992) Método de ensayo para la determinación del coeficiente de Poisson a temperatura ambiente.
- E 338 - 91 Método estándar de ensayo de tracción de chapas de alta resistencia con entalla aguda.
- E 345 - 93 Método estándar de ensayos de tracción de láminas metálicas.
- E 517 - 92 Método estándar para la determinación del coeficiente de deformación plástica "r" para chapas metálicas.
- E 602 - 91 Método estándar para ensayos de tracción en probetas cilíndricas con entalla aguda.

- E 646 - 93 Método de ensayo para la determinación del exponente de endurecimiento "n" por tracción de chapas de materiales metálicos.
- B 557 - 91 Método de ensayo de tracción de aluminio fundido y estampado y aleaciones de magnesio.
- B 557 M - 91 Idem B 557 en unidades del sistema métrico.

COMPRESIÓN

- E 9 - 89 (1995) Métodos estándar de ensayos de compresión de materiales metálicos a temperatura ambiente.
- E 209 - 65 (1993) Práctica estándar de ensayos de compresión de materiales metálicos a elevadas temperaturas con rango de calentamiento convencional o rápido y rangos de tensiones.

FLEXIÓN

- A 438 - 92 Ensayos de flexión estática en fundición gris.

TORSIÓN

- E 143 - 87 (1993) Método estándar de ensayo para la determinación del módulo transversal a temperatura ambiente.

IMPACTO

- E 23 - 96 Métodos estándar para ensayos de impacto sobre barras entalladas de materiales metálicos.
- E 208 - 95 Método estándar de ensayo de caída libre guiada para determinar la temperatura de transición de No Ductilidad (NDT) de aceros ferríticos.
- E 436 - 91 Método estándar de ensayo de desgarramiento por caída libre de aceros ferríticos, (DWT).
- E 604 - 83 Método estándar de ensayo de desgarramiento dinámico de materiales metálicos, (DT).
- E 1236 - 91 Práctica estándar para la certificación de máquinas de impacto Charpy como máquinas de referencia.
- E 1271 - 94 Práctica estándar para la certificación de las probetas de verificación de Charpy de aceros tratados térmicamente.

FRACTOMECAÁNICA

- E 399 - 90 Método estándar de ensayo de tenacidad de rotura con estado plano de deformación de materiales metálicos.
- E 561 - 94 Práctica estándar para la determinación de la curva R.
- E 616 - 89 Terminología estándar relacionada con los ensayos de fractura.
- E 740 - 88 Práctica estándar para los ensayos de fractura por tracción con probetas entalladas.
- E 992 - 84 Práctica estándar para la determinación de la tenacidad de rotura de los aceros usando la metodología de energía equivalente.
- E 1290 - 93 Método estándar para la medición de la tenacidad de rotura por desplazamiento de la apertura del extremo de la entalla, (CTOD).

FATIGA

- E 466 - 96 Práctica estándar para ensayos de fatiga axial de amplitud constante de materiales metálicos.
- E 467 - 90 Práctica estándar para verificación de cargas dinámicas de amplitud constante en máquina de ensayo de fatiga por carga axial.
- E 468 - 90 Práctica estándar para la presentación de los resultados de fatiga de amplitud constante para materiales metálicos.
- E 606 - 92 Práctica estándar recomendada para ensayos de fatiga de amplitud constante de bajo número de ciclos.
- E 647 - 95 Método estándar de ensayo para la medición de la velocidad de propagación de la fisura por fatiga.
- E 739 - 91 Práctica estándar para el análisis estadístico de datos de fatiga de relaciones lineales S-N y ε-N.
- E 1150 - 87 (1993) Definiciones estándar de los términos relativos a ensayos de fatiga.

FLUENCIA LENTA

- E 139 - 93 Práctica estándar para conducción de ensayos de fluencia diferida (creep), fractura-Creep y fractura-tensión de materiales metálicos.

DUREZA

- E 10 - 93 Método estándar de ensayo de dureza Brinell de materiales metálicos.
- E 18 - 94 Método estándar de dureza Rockwell y dureza Rockwell superficial de materiales metálicos.
- E 92 - 82 (1992) Método estándar de ensayo de dureza Vickers de materiales metálicos.
- E 110 - 82 (1992) Método estándar de ensayo de dureza mediante durómetros portátiles.
- E 140 - 95 Tablas normalizadas para conversión de durezas de metales.
- E 384 - 89 Método estándar de ensayo de microdureza de materiales metálicos.
- E 448 - 82 (1992) Práctica estándar para el ensayo de dureza por escleroscopio para materiales metálicos.
- E 103 - 84 (1989) Método estándar de ensayo rápido de dureza Brinell.

PLEGADO

- E 855 - 90 (1995) Método estándar de ensayo de plegado para materiales planos de aplicaciones en resortes.
- E 290 - 92 Ensayo de plegado semiguizado para determinación de ductilidad.

EMBUTIDO

- E 643 - 84 (1995) Método estándar de ensayo con penetrador esférico en chapas metálicas.

El número que sigue inmediatamente a la designación indica el año de la creación de la norma o en el que se efectuó la última revisión. Los números entre paréntesis corresponden al año de la última reaprobación.

El Ing. Antonio González Arias es miembro de la American Society for Testing and Materials y fue vocal titular del Consejo Directivo del Instituto Argentino de Racionalización de Materiales durante el período 1975-1978.

DIN

(Deutsches Institut für Normung - Alemania)

- 1-605 Control de materiales - Generalidades de recepción.
- 51220 Máquinas de ensayo.

TRACCIÓN

- 50107 Extensómetro de Martens.
- 50108 Ensayos de tracción y flexión en fundición gris.
- 50109 Ensayos de tracción y flexión en fundición gris.
- 50125 Probetas para ensayos de tracción.
- 50143 Límite de elasticidad.
- 50144 Límite convencional 0,2.
- 50145 Ensayos de tracción.
- 50146 Ensayos de tracción.
- 50149 Ensayos de tracción y flexión en fundición maleable.

COMPRESIÓN

- 50106 Ensayos de compresión.

FLEXIÓN

- 50108 Ensayos de flexión en fundición gris.
- 50110 Ensayos de flexión en fundición gris.

CORTE

- 50141 Ensayos de corte.

FLUENCIA LENTA

- 50117 - 50118 Ensayos de fluencia.
- 50119 Ensayos de fluencia.

IMPACTO

- 50115 - 50122 Ensayos de choque.
- 51222 Ensayos de choque.

FATIGA

50100 - 50113

50142

Ensayo de fatiga.

DUREZA

50351 - 50132

50103

50133

Ensayo de dureza Brinell.

Ensayo de dureza Rockwell.

Ensayo de dureza Vickers.

APÉNDICE III**TABLAS**

TABLA N° 1

MÓDULOS DE ELASTICIDAD Ks/mm^2

MATERIAL	E LONGITUDINAL	G TRANSVERSAL
Acero templado	20.000 a 25.000	—
" sin templar	20.000 a 22.000	8.500 a 10.000
" dulce	18.500 a 20.000	8.000 a 9.500
" al níquel (3 a 30% Ni) .	16.100 a 19.600	—
Fundición de hierro	9.500 a 14.000	4.000 a 5.500
Cobre	9.500 a 11.500	3.200 a 4.700
Aluminio	6.400 a 8.000	1.800 a 1.900
Duraluminio	7.000	2.450
Latón	8.000 a 9.500	3.200 a 4.700
Bronce	9.000 a 15.000	3.500 a 4.700
Maderas duras	800 a 1.400	—
" semiduras	600 a 800	—
" blandas	400 a 600	—

TABLA N° 2

COEFICIENTE DE POISSON μ

MATERIAL	μ
Líquidos	$\frac{1}{2}$
Acero dulce	$\frac{1}{4}$ a $\frac{1}{3}$
Fundición	$\frac{1}{4}$
Granito	$\frac{1}{8}$ a $\frac{1}{4}$

Fig. 1a-h: Schematic diagrams of test specimens. Each diagram shows a cross-section with diameter D and a central hole with diameter d and radius r . The specimens are labeled as follows:

- Fig. 1a: Traction
- Fig. 1b: Flexion
- Fig. 1c: Traction-Flexion
- Fig. 1d: Traction
- Fig. 1e: Flexion
- Fig. 1f: Traction-Flexion
- Fig. 1g: Traction
- Fig. 1h: Flexion

[illegible]

TABLE No 4

Tracción	10	Compresión	11	Corte	8
----------	----	------------	----	-------	---

M A T E R I A L

M A T E R I A L						
T R A C C I O N		C O M P R E S I O N		T o r s i o n		
σ^*	(K_s/mm^2)	σ^*	(K_s/mm^2)	τ	(K_s/mm^2)	τ_{ET}
σ^*	(K_s/mm^2)	σ^*	(K_s/mm^2)	τ	(K_s/mm^2)	τ_{ET}
$\ell_o = 50,8 mm$		$\ell_o = 50,8 mm$		$\ell_o = 50,8 mm$		
DUREZA		DUREZA		DUREZA		
Nº		Nº		Nº		
Brinell		Brinell		Brinell		

que no presentan fluencia el valor corresponde al del límite de extensión ($a_{0,2}$).

115-

D		DUREZA BRINELL		D		DUREZA BRINELL		D		DUREZA BRINELL		D		DUREZA BRINELL	
500-kgf	1500-kgf	500-kgf	3000-kgf	500-kgf	1500-kgf	500-kgf	3000-kgf	500-kgf	1500-kgf	500-kgf	3000-kgf	500-kgf	1500-kgf	500-kgf	3000-kgf
2.00	158	473	945	2.30	119	356	712	2.60	278	555	1111	2.00	158	473	945
2.01	156	468	936	2.31	118	353	706	2.61	276	551	1107	2.01	156	468	936
2.02	154	463	926	2.32	117	350	694	2.62	273	547	1103	2.02	154	463	926
2.03	153	459	917	2.33	116	347	688	2.63	271	543	1099	2.03	153	459	917
2.04	151	454	908	2.34	115	344	682	2.64	269	538	1095	2.04	151	454	908
2.05	150	450	899	2.35	114	341	676	2.65	267	534	1091	2.05	150	450	899
2.06	148	445	890	2.36	113	338	670	2.66	265	530	1087	2.06	148	445	890
2.07	147	441	882	2.37	112	335	665	2.67	263	526	1083	2.07	147	441	882
2.08	146	437	873	2.38	111	332	659	2.68	261	522	1079	2.08	146	437	873
2.09	144	432	865	2.39	110	330	653	2.69	259	518	1075	2.09	144	432	865
2.10	143	428	856	2.40	109	327	648	2.70	257	514	1071	2.10	143	428	856
2.11	141	424	848	2.41	108	324	643	2.71	255	510	1067	2.11	141	424	848
2.12	140	420	840	2.42	107	322	637	2.72	253	507	1063	2.12	140	420	840
2.13	139	416	832	2.43	106	319	632	2.73	251	503	1059	2.13	139	416	832
2.14	137	412	824	2.44	105	316	627	2.74	250	499	1055	2.14	137	412	824
2.15	135	408	817	2.45	104	313	622	2.75	248	495	1051	2.15	135	408	817
2.16	135	404	809	2.46	104	311	621	2.76	246	492	1047	2.16	135	404	809
2.17	134	401	802	2.47	103	308	616	2.77	244	488	1043	2.17	134	401	802
2.18	132	397	794	2.48	102	306	611	2.78	242	485	1039	2.18	132	397	794
2.19	131	393	787	2.49	101	303	606	2.79	240	481	1035	2.19	131	393	787
2.20	130	390	780	2.50	100	301	601	2.80	239	477	1031	2.20	130	390	780
2.21	129	386	772	2.51	99.4	298	597	2.81	237	474	1027	2.21	129	386	772
2.22	128	383	765	2.52	98.6	296	592	2.82	235	471	1023	2.22	128	383	765
2.23	126	379	758	2.53	97.8	294	587	2.83	234	467	1019	2.23	126	379	758
2.24	125	376	752	2.54	97.1	291	582	2.84	232	464	1015	2.24	125	376	752
2.25	124	372	745	2.55	96.3	289	578	2.85	230	461	1011	2.25	124	372	745
2.26	123	369	738	2.56	95.5	287	573	2.86	229	457	1007	2.26	123	369	738
2.27	122	366	732	2.57	94.8	284	569	2.87	227	454	1003	2.27	122	366	732
2.28	121	363	725	2.58	94.0	282	564	2.88	225	451	1000	2.28	121	363	725
2.29	120	359	719	2.59	93.3	280	560	2.89	224	448	996	2.29	120	359	719

D		DUREZA BRINELL		D		DUREZA BRINELL		D		DUREZA BRINELL		D		DUREZA BRINELL		D		DUREZA BRINELL	
500-kgf	3000-kgf	500-kgf	3000-kgf	500-kgf	3000-kgf	500-kgf	3000-kgf	500-kgf	3000-kgf	500-kgf	3000-kgf	500-kgf	3000-kgf	500-kgf	3000-kgf	500-kgf	3000-kgf	500-kgf	3000-kgf
3.20	60.1	180	361	3.51	50.0	150	300	3.81	30.0	120	240	3.91	28.0	110	220	3.91	28.0	110	220
3.21	59.8	179	359	3.52	49.7	149	298	3.82	29.0	115	230	3.92	27.5	105	215	3.92	27.5	105	215
3.22	59.4	178	356	3.53	49.4	148	297	3.83	28.5	110	225	3.93	27.0	100	210	3.93	27.0	100	210
3.23	59.0	177	354	3.54	49.2	147	295	3.84	28.0	105	220	3.94	26.5	95	205	3.94	26.5	95	205
3.24	58.6	176	352	3.55	48.9	147	293	3.85	27.5	100	215	3.95	26.0	90	200	3.95	26.0	90	200
3.25	58.3	175	350	3.56	48.6	146	292	3.86	27.0	95	205	3.96	25.5	85	195	3.96	25.5	85	195
3.26	57.9	174	347	3.57	48.3	145	290	3.87	26.5	90	200	3.97	25.0	80	190	3.97	25.0	80	190
3.27	57.5	173	345	3.58	48.0	144	288	3.88	26.0	85	195	3.98	24.5	75	185	3.98	24.5	75	185
3.28	57.2	172	343	3.59	47.7	143	286	3.89	25.5	80	190	3.99	24.0	70	180	3.99	24.0	70	180
3.29	56.8	170	341	3.60	47.5	142	285	3.90	25.0	75	185	4.00	23.5	65	175	4.00	23.5	65	175
3.30	56.5	169	339	3.61	47.2	141	282	3.91	24.5	70	180	4.01	23.0	60	170	4.01	23.0	60	170
3.31	56.1	168	337	3.62	46.9	140	280	3.92	24.0	65	175	4.02	22.5	55	165	4.02	22.5	55	165
3.32	55.8	167	335	3.63	46.7	139	278	3.93	23.5	60	170	4.03	22.0	50	160	4.03	22.0	50	160
3.33	55.4	166	333	3.64	46.4	138	277	3.94	23.0	55	155	4.04	21.5	45	150	4.04	21.5	45	150
3.34	55.1	165	331	3.65	46.1	138	275	3.95	22.5	50	150	4.05	21.0	40	145	4.05	21.0	40	145
3.35	54.8	164	329	3.66	45.9	138	273	3.96	22.0	45	145	4.06	20.5	35	140	4.06	20.5	35	140
3.36	54.4	163	326	3.67	45.6	137	274	3.97	21.5	40	140	4.07	20.0	30	135	4.07	20.0	30	135
3.37	54.1	162	325	3.68	45.4	136	272	3.98	21.0	35	135	4.08	19.5	25	130	4.08	19.5	25	130
3.38	53.8	161	323	3.69	45.1	135	271	3.99	20.5	30	130	4.09	19.0	20	125	4.09	19.0	20	125

5.31

[illegible][illegible]

TABLA 7
Corrección de HR_C, HR_A y HR_D en barras cilíndricas

Dial	Diámetro de la barra						
	1/4 in. (6.4 mm)	1/2 in. (13 mm)	3/4 in. (19 mm)	1 in. (25 mm)	1 1/4 in. (32 mm)	1 1/2 in. (38 mm)	1 3/4 in. (44 mm)
Factores de corrección a adicionar							
20	6.0	4.5	3.5	2.5	2.0	1.5	1.0
25	5.5	4.0	3.0	2.5	2.0	1.5	1.0
30	5.0	3.5	2.5	2.0	1.5	1.0	0.5
35	4.0	3.0	2.0	1.5	1.0	0.5	0.5
40	3.5	2.5	2.0	1.5	1.0	0.5	0.5
45	3.0	2.0	1.5	1.0	0.5	0.5	0.5
50	2.5	2.0	1.5	1.0	0.5	0.5	0.5
55	2.0	1.5	1.0	0.5	0.5	0.5	0
60	1.5	1.0	0.5	0.5	0.5	0	0
65	1.5	1.0	0.5	0.5	0.5	0	0
70	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5	0	0
75	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5	0	0
80	0.5	0.5	0.5	0	0	0	0
85	0.5	0.5	0	0	0	0	0
90	0.5	0	0	0	0	0	0

TABLA 8
Corrección de HR_B, HR_F y HR_G en barras cilíndricas

Dial	Diámetro de la barra						
	1/4 in. (6.4 mm)	1/2 in. (13 mm)	3/4 in. (19 mm)	1 in. (25 mm)	1 1/4 in. (32 mm)	1 1/2 in. (38 mm)	1 3/4 in. (44 mm)
Factores de corrección a adicionar							
0	12.5	8.5	6.5	5.5	4.5	3.5	3.0
10	12.0	8.0	6.0	5.0	4.0	3.5	3.0
20	11.0	7.5	5.5	4.5	4.0	3.5	3.0
30	10.0	6.5	5.0	4.5	3.5	3.0	2.5
40	9.0	6.0	4.5	4.0	3.0	2.5	2.0
50	8.0	5.5	4.0	3.5	3.0	2.5	2.0
60	7.0	5.0	3.5	3.0	2.5	2.0	2.0
70	6.0	4.0	3.0	2.5	2.0	1.5	1.5
80	5.0	3.5	2.5	2.0	1.5	1.5	1.0
90	4.0	3.0	2.0	1.5	1.5	1.0	0.5
100	3.5	2.5	1.5	1.5	1.0	1.0	0.5

TABLA 9
Corrección de HR_{15T}, HR_{30T} y HR_{45T} en barras cilíndricas

HR	Diámetro de la barra						
	1/4 in. (3.2 mm)	1/2 in. (6.4 mm)	3/4 in. (10 mm)	1 in. (13 mm)	1 1/4 in. (16 mm)	1 1/2 in. (19 mm)	1 in. (25 mm)
Factores de corrección a adicionar							
20	13.0	9.0	6.0	4.5	4.5	3.0	2.0
30	11.5	7.5	5.0	3.5	3.5	2.5	2.0
40	10.0	6.5	4.5	3.5	3.0	2.5	2.0
50	8.5	5.5	4.0	3.0	2.5	2.0	1.5
60	6.5	4.5	3.0	2.5	2.0	1.5	1.5
70	5.0	3.5	2.5	2.0	1.5	1.0	1.0
80	3.0	2.0	1.5	1.5	1.0	1.0	0.5
90	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5

TABLA 10
Corrección de HR_{15N}, HR_{30N} y HR_{45N} en barras cilíndricas

HR	Diámetro de la barra						
	1/4 in. (3.2 mm)	1/2 in. (6.4 mm)	3/4 in. (10 mm)	1 in. (13 mm)	1 1/4 in. (16 mm)	1 1/2 in. (19 mm)	1 in. (25 mm)
Factores de corrección a adicionar							
20	6.0	3.0	2.0	1.5	1.5	1.5	1.5
25	5.5	3.0	2.0	1.5	1.5	1.5	1.0
30	5.5	3.0	2.0	1.5	1.5	1.0	1.0
35	5.0	2.5	2.0	1.5	1.5	1.0	1.0
40	4.5	2.5	1.5	1.5	1.5	1.0	1.0
45	4.0	2.0	1.5	1.0	1.0	1.0	1.0
50	3.5	2.0	1.5	1.0	1.0	1.0	0.5
55	3.5	2.0	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5
60	3.0	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5
65	2.5	1.5	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5
70	2.0	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5
75	1.5	1.0	0.5	0.5	0.5	0	0
80	1.0	0.5	0.5	0.5	0	0	0
85	0.5	0.5	0.5	0	0	0	0
90	0	0	0	0	0	0	0

TABLE 11 DUREZA VICKERS

Diagonal mm	Dureza Vickers para diagonales con apreciación de 0,0001 mm									
	0,0000	0,0001	0,0002	0,0003	0,0004	0,0005	0,0006	0,0007	0,0008	0,0009
0,005	74 170	71 290	68 580	66 020	63 590	61 300	59 130	57 080	55 120	53 270
0,006	51 510	49 840	48 240	46 720	45 270	43 890	42 570	41 310	40 100	38 950
0,007	37 840	36 790	35 770	34 800	33 860	32 970	32 100	31 280	30 480	29 710
0,008	28 970	28 260	27 580	26 920	26 280	25 670	25 070	24 500	23 950	23 410
0,009	22 890	22 390	21 910	21 440	20 990	20 550	20 120	19 710	19 310	18 920
0,010	18 540	18 180	17 820	17 480	17 140	16 820	16 500	16 200	15 900	15 610
0,011	15 330	15 050	14 780	14 520	14 270	14 020	13 780	13 550	13 320	13 090
0,012	12 880	12 670	12 460	12 260	12 060	11 870	11 680	11 500	11 320	11 140
0,013	10 970	10 810	10 640	10 480	10 330	10 170	10 030	9 880	9 737	9 598
0,014	9 461	9 327	9 196	9 068	8 943	8 820	8 699	8 581	8 466	8 353
0,015	8 242	8 133	8 026	7 922	7 819	7 718	7 620	7 523	7 428	7 335
0,016	7 244	7 154	7 066	6 979	6 895	6 811	6 729	6 649	6 570	6 493
0,017	6 416	6 342	6 268	6 196	6 125	6 055	5 986	5 919	5 853	5 787
0,018	5 723	5 660	5 598	5 537	5 477	5 418	5 360	5 303	5 247	5 191
0,019	5 137	5 083	5 030	4 978	4 927	4 877	4 827	4 778	4 730	4 683
0,020	4 636	4 590	4 545	4 500	4 456	4 413	4 370	4 328	4 286	4 245
0,021	4 205	4 165	4 126	4 087	4 049	4 012	3 975	3 938	3 902	3 866
0,022	3 831	3 797	3 763	3 729	3 696	3 663	3 631	3 599	3 567	3 536
0,023	3 505	3 475	3 445	3 416	3 387	3 358	3 329	3 301	3 274	3 246
0,024	3 219	3 193	3 166	3 140	3 115	3 089	3 064	3 039	3 015	2 991
0,025	2 967	2 943	2 920	2 897	2 874	2 852	2 830	2 808	2 786	2 764
0,026	2 743	2 722	2 701	2 681	2 661	2 641	2 621	2 601	2 582	2 563
0,027	2 544	2 525	2 506	2 488	2 470	2 452	2 434	2 417	2 399	2 382
0,028	2 365	2 348	2 332	2 315	2 299	2 283	2 267	2 251	2 236	2 220
0,029	2 205	2 190	2 175	2 160	2 145	2 131	2 116	2 102	2 088	2 074
0,030	2 060	2 047	2 033	2 020	2 007	1 993	1 980	1 968	1 955	1 942
0,031	1 930	1 917	1 905	1 893	1 881	1 869	1 857	1 845	1 834	1 822
0,032	1 811	1 800	1 788	1 777	1 766	1 756	1 745	1 734	1 724	1 713
0,033	1 703	1 693	1 682	1 672	1 662	1 652	1 643	1 633	1 623	1 614
0,034	1 604	1 595	1 585	1 576	1 567	1 558	1 549	1 540	1 531	1 522
0,035	1 514	1 505	1 497	1 488	1 480	1 471	1 463	1 455	1 447	1 439
0,036	1 431	1 423	1 415	1 407	1 400	1 392	1 384	1 377	1 369	1 362
0,037	1 355	1 347	1 340	1 333	1 326	1 319	1 312	1 305	1 298	1 291
0,038	1 284	1 277	1 271	1 264	1 258	1 251	1 245	1 238	1 232	1 225
0,039	1 219	1 213	1 207	1 201	1 195	1 189	1 183	1 177	1 171	1 165
0,040	1 159	1 153	1 147	1 142	1 136	1 131	1 125	1 119	1 114	1 109
0,041	1 103	1 098	1 092	1 087	1 082	1 077	1 072	1 066	1 061	1 056
0,042	1 051	1 046	1 041	1 036	1 031	1 027	1 022	1 017	1 012	1 008
0,043	1 003	998	994	989	985	980	975	971	967	962
0,044	958	953	949	945	941	936	932	928	924	920
0,045	916	912	908	904	900	896	892	888	884	880
0,046	876	873	869	865	861	858	854	850	847	843
0,047	839	836	832	829	825	822	818	815	812	808
0,048	805	802	798	795	792	788	785	782	779	775
0,049	772	769	766	763	760	757	754	751	748	745
0,050	742	739	736	733	730	727	724	721	719	716
0,051	713	710	707	705	702	699	696	694	691	688
0,052	686	683	681	678	675	673	670	668	665	663
0,053	660	658	655	653	650	648	645	643	641	638
0,054	636	634	631	629	627	624	622	620	617	615

DUREZA · VICKERS

Diagonal mm	Dureza Vickers para diagonales con apreciación de 0,0001 mm									
	0,0000	0,0001	0,0002	0,0003	0,0004	0,0005	0,0006	0,0007	0,0008	0,0009
0,055	613	611	609	606	604	602	600	598	596	593
0,056	591	589	587	585	583	581	579	577	575	573
0,057	571	569	567	565	563	561	559	557	555	553
0,058	551	549	547	546	544	542	540	538	536	535
0,059	533	531	529	527	526	524	522	520	519	516,8
0,060	515,1	513,4	511,7	510,0	508,3	506,6	505,0	503,3	501,6	500,0
0,061	498,4	496,7	495,1	493,5	491,9	490,3	488,7	487,1	485,5	484,0
0,062	482,4	480,9	479,3	477,8	476,2	474,7	473,2	471,7	470,2	468,7
0,063	467,2	465,7	464,3	462,8	461,3	459,8	458,4	457,0	455,6	454,1
0,064	452,7	451,3	449,9	448,5	447,1	445,7	444,4	443,0	441,6	440,3
0,065	438,9	437,6	436,2	434,9	433,6	432,2	430,9	429,6	428,3	427,0
0,066	425,7	424,4	423,1	421,9	420,6	419,3	418,1	416,8	415,6	414,3
0,067	413,1	411,9	410,6	409,4	408,2	407,0	405,8	404,6	403,4	402,2
0,068	401,0	399,9	398,7	397,5	396,6	395,2	394,0	392,9	391,8	390,6
0,069	389,5	388,4	387,2	386,1	385,0	383,9	382,8	381,7	380,6	379,5
0,070	378,4	377,4	376,3	375,2	374,2	373,1	372,0	371,0	369,9	368,9
0,071	367,9	366,8	365,8	364,8	363,7	362,7	361,7	360,7	359,7	358,7
0,072	357,7	356,7	355,7	354,7	353,8	352,8	351,8	350,9	349,9	348,9
0,073	348,0	347,0	346,1	345,1	344,2	343,3	342,3	341,4	340,5	339,6
0,074	338,6	337,7	336,8	335,9	335,0	334,1	333,2	332,3	331,4	330,5
0,075	329,7	328,8	327,9	327,0	326,2	325,3	324,5	323,6	322,7	321,9
0,076	321,0	320,2	319,4	318,5	317,7	316,9	316,0	315,2	314,4	313,6
0,077	312,8	312,0	311,1	310,3	309,5	308,7	307,9	307,2	306,4	305,6
0,078	304,8	304,0	303,2	302,5	301,7	300,9	300,2	299,4	298,6	297,9
0,079	297,1	296,4	295,6	294,9	294,1	293,4	292,7	291,9	291,2	290,5
0,080	289,7	289,0	288,3	287,6	286,9	286,2	285,4	284,7	284,0	283,3
0,081	282,6	281,9	281,2	280,6	279,9	279,2	278,5	277,8	277,1	276,5
0,082	275,8	275,1	274,4	273,8	273,1	272,4	271,8	271,1	270,5	269,8
0,083	269,2	268,5	267,9	267,2	266,6	266,0	265,3	264,7	264,1	263,4
0,084	262,8	262,2	261,6	260,9	260,3	259,7	259,1	258,5	257,9	257,3
0,085	256,7	256,1	255,5	254,9	254,3	253,7	253,1	252,5	251,9	251,3
0,086	250,7	250,1	249,6	249,0	248,4	247,8	247,3	246,7	246,1	245,6
0,087	245,0	244,4	243,9	243,3	242,8	242,2	241,6	241,1	240,6	240,0
0,088	239,5	238,9	238,4	237,8	237,3	236,8	236,2	235,7	235,2	234,6
0,089	234,1	233,6	233,1	232,5	232,0	231,5	231,0	230,5	230,0	229,4
0,090	228,9	228,4	227,9	227,4	226,9	226,4	225,9	225,4	224,9	224,4
0,091	223,9	223,4	222,9	222,5	222,0	221,5	221,0	220,5	220,0	219,6
0,092	219,1	218,6	218,1	217,7	217,2	216,7	216,3	215,8	215,3	214,9
0,093	214,4	213,9	213,5	213,0	212,6	212,1	211,7	211,2	210,8	210,3
0,094	209,9	209,4	209,0	208,5	208,1	207,6	207,2	206,8	206,3	205,9
0,095	205,5	205,0	204,6	204,2	203,8	203,3	202,9	202,5	202,1	201,6
0,096	201,2	200,8	200,4	200,0	199,5	199,1	198,7	198,3	197,9	197,5
0,097	197,1	196,7	196,3	195,9	195,5	195,1	194,7	194,3	193,9	193,5
0,098	193,1	192,7	192,3	191,9	191,5	191,1	190,7	190,4	190,0	189,6
0,099	189,2	188,8	188,4	188,1	187,7	187,3	186,9	186,6	186,2	185,8

TABLA 12

Factores de corrección de HV
en superficies curvas

Sup. concava		Sup. convexa	
d/D	Factor	d/D	Factor
0.004	0.995	0.004	1.005
0.009	0.990	0.008	1.010
0.013	0.985	0.012	1.015
0.018	0.980	0.016	1.020
0.023	0.975	0.020	1.025
0.028	0.970	0.024	1.030
0.033	0.965	0.028	1.035
0.038	0.960	0.031	1.040
0.043	0.955	0.035	1.045
0.049	0.950	0.038	1.050
0.055	0.945	0.041	1.055
0.061	0.940	0.045	1.060
0.067	0.935	0.048	1.065
0.073	0.930	0.051	1.070
0.079	0.925	0.054	1.075
0.086	0.920	0.057	1.080
0.093	0.915	0.060	1.085
0.100	0.910	0.063	1.090
0.107	0.905	0.066	1.095
0.114	0.900	0.069	1.100
0.122	0.895	0.071	1.105
0.130	0.890	0.074	1.110
0.139	0.885	0.077	1.115
0.147	0.880	0.079	1.200
0.156	0.875	0.082	1.125
0.165	0.870	0.084	1.130
0.175	0.865	0.087	1.135
0.185	0.860	0.089	1.140
0.195	0.855	0.091	1.145
0.206	0.850	0.094	1.150

TABLAS DE CONVERSIÓN DE DUREZAS

B	F	30-T	E	HK	HB	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN
100 kgf	60 kgf	30 kgf	100 kgf	500 grf	3000 kgf	10 kgf
1/16"	1/16"	1/16"	1/16"			
ROCKWELL	ROCKWELL	ROCKWELL	ROCKWELL	KNOOP	BRINELL	MPa
100	-	82.0	-	251	240	800
99	-	81.5	-	246	234	772
98	-	81.0	-	241	228	752
97	-	80.5	-	236	222	731
96	-	80.0	-	231	216	710
95	-	79.5	-	226	210	696
94	-	79.0	-	221	205	676
93	-	78.5	-	216	200	662
92	-	78.0	-	211	195	641
91	-	77.5	-	206	190	627
90	-	77.0	-	201	185	614
89	-	76.5	-	196	180	600
88	-	76.0	-	192	176	586
87	-	75.5	-	188	172	572
86	-	75.0	-	184	169	558
85	-	74.5	-	180	165	544
84	-	74.0	-	176	162	538
83	-	73.5	-	173	159	531
82	-	73.0	-	170	156	517
81	-	72.5	-	167	153	510
80	-	72.0	-	164	150	496
79	-	71.5	-	161	147	
78	-	71.0	-	158	144	
77	-	70.5	-	155	141	
76	-	70.0	-	152	139	
75	-	69.5	-	150	137	
74	-	69.0	-	147	135	
73	-	68.5	-	143	130	
72	-	68.0	-	139	125	
71	-	67.5	-	135	121	
70	-	67.0	-	131	117	
69	-	66.5	-	127	114	
68	-	66.0	-	124	110	
67	-	65.5	-	120	107	
66	-	65.0	-	117	104	
65	-	64.5	-	114	101	
64	-	64.0	-	111	97	
63	-	63.5	-	109	95	
62	-	63.0	-	107	93	
61	-	62.5	-	105	91	
60	-	62.0	-	103	89	
59	-	61.5	-	101	87	
58	-	61.0	-	99	85	
57	-	60.5	-	97	83	
56	-	60.0	-	95	81	
55	-	59.5	-	93	79	
54	-	59.0	-	91	77	
53	-	58.5	-	89	75	
52	-	58.0	-	87	73	
51	-	57.5	-	85	71	
50	-	57.0	-	83	69	
49	-	56.5	-	81	67	
48	-	56.0	-	79	65	
47	-	55.5	-	77	63	
46	-	55.0	-	75	61	
45	-	54.5	-	73	59	
44	-	54.0	-	71	57	
43	-	53.5	-	69	55	
42	-	53.0	-	67	53	
41	-	52.5	-	65	51	
40	-	52.0	-	63	49	
39	-	51.5	-	61	47	
38	-	51.0	-	59	45	
37	-	50.5	-	57	43	
36	-	50.0	-	55	41	
35	-	49.5	-	53	39	
34	-	49.0	-	51	37	
33	-	48.5	-	49	35	
32	-	48.0	-	47	33	
31	-	47.5	-	45	31	
30	-	47.0	-	43	29	
29	-	46.5	-	41	27	
28	-	46.0	-	39	25	
27	-	45.5	-	37	23	
26	-	45.0	-	35	21	
25	-	44.5	-	33	19	
24	-	44.0	-	31	17	
23	-	43.5	-	29	15	
22	-	43.0	-	27	13	
21	-	42.5	-	25	11	
20	-	42.0	-	23	9	
19	-	41.5	-	21	7	
18	-	41.0	-	19	5	
17	-	40.5	-	17	3	
16	-	40.0	-	15	1	
15	-	39.5	-	13	-	
14	-	39.0	-	11	-	
13	-	38.5	-	9	-	
12	-	38.0	-	7	-	
11	-	37.5	-	5	-	
10	-	37.0	-	3	-	
9	-	36.5	-	1	-	
8	-	36.0	-	-	-	
7	-	35.5	-	-	-	
6	-	35.0	-	-	-	
5	-	34.5	-	-	-	
4	-	34.0	-	-	-	
3	-	33.5	-	-	-	
2	-	33.0	-	-	-	
1	-	32.5	-	-	-	
0	-	32.0	-	-	-	

* Equivalencias con carga de 500 kgf y
penetrador de 10 mm de diámetro.

BIBLIOGRAFIA

La Bibliografía que se indica a continuación corresponde a textos y normas que pueden consultarse en la Biblioteca de la Universidad Tecnológica Nacional (UTN), regional Buenos Aires, Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Buenos Aires (UBA) y Biblioteca del Laboratorio de Ensayos de Materiales de la Escuela Industrial "Otto Krause".

AFANASIEV-MARIEN: *Prácticas de Laboratorio sobre Resistencia de Materiales*. Ed. Mir, 1978.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS: *Fractography and Atlas of Fractographs* (volumen 9). Octava edición, 1974.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS: *Failure Analysis and Prevention* (volumen 10). Octava edición, 1975.

APRAIZ BARREIRO, J.: *Tratamientos Térmicos de los Aceros*. 3a. Edición, Ed. Dossat, 1958.

AVNER, S. H.: *Introducción a la Metalurgia Física*. Ed. Mc Graw-Hill, 1964.

AVRIL, J.: *Encyclopedie D'Analyse des Contraintes*. Micromesures. 1984, Paris.

BRIDGMAN, P. W.: *Studies in Large Plastic Flow and Fracture*. Ed. Mc Graw-Hill, 1952.

BUI, H.: *Mecanique de la Rupture Fragile*. Ed. Masson, 1978.

CALVO RODES, R.: *Metales y Aleaciones*. Tomo 2, 2a. Edición, INTA, 1965.

CAZAUD, R.: *La Fatiga de los Metales*. Ed. Aguilar, 1957.

COLANGELO, V.: *Analysis of Metallurgical Failures*. Ed. John Wiley, 1974.

COLLINS, J. A.: *Failure of Materials in Mechanical Design*. Ed. John Wiley-Sons, 1981.

DALLEY-RILEY: *Experimental Stress Analysis*. Ed. Mc Graw-Hill, 1965.

DAVIS-TROXELL-WISKOCIL: *The Testing and Inspection of Engineering Materials*. 3a. Edición, Ed. Mc. Graw-Hill, 1964.

DIETER, G.: *Metalurgia Mecánica*. Ed. Aguilar, 1961.

DOVE-ADAMS: *Experimental Analysis and Motion Measurement*. 2a. Edición. Charles E. Merrill, 1964.

FORREST, P. G.: *Fatiga de los Metales*. Ed. URMO, 1972.

GONZALEZ ARIAS-PALAZON: *Ensayos Industriales*. 9a. Edición. Ed. Lito-nia, 1976.

GROVER, H.: *Fatigue of Metals and Structures*. Ed. Thames and Hudson, 1956.

GUY, A. G.: *Metalurgia Física para Ingenieros*. Ed. Addison-Wesley, 1965.

HAYDEN, W.: *Propiedades Mecánicas* (Vol. 3, Introducción a la Ciencia de los Metales). Ed. J. Wiley.

HERTZBERG, R.: *Deformation and Fracture Mechanic of Engineering Materials*. 2a. Edición. John Wiley-Sons, 1983.

CONVERSIÓN DE PULGADAS A MILÍMETROS

Medios	Cuartos	Octavos	16 avos	32 avos	64 avos	Decimales de pulg.	Milímetros
1				1	1	0.015625	0.397
					1	.03125	0.794
					3	.046875	1.191
			1			.0625	1.588
				1		.078125	1.984
					5	.09375	2.381
					7	.109375	2.778
						.1250	3.175
		1				.140625	3.572
					9	.15625	3.969
						.171875	4.366
			3			.1875	4.763
					13	.203125	5.159
						.21875	5.556
				7		.234375	5.953
					15	.2500	6.350
						.265625	6.747
1					17	.28125	7.144
						.296875	7.541
					19	.3125	7.938
						.328125	8.334
					21	.34375	8.731
						.359375	9.128
					23	.3750	9.525
		3				.390625	9.922
					25	.40625	10.319
						.421875	10.716
					27	.4375	11.113
						.453125	11.509
					29	.46875	11.906
						.484375	12.303
					31	.499999	12.700
						.515625	13.097
					33	.53125	13.494
						.546875	13.891
					35	.5625	14.288
						.578125	14.684
					37	.59375	15.081
						.609375	15.478
					39	.625	15.875
						.640625	16.272
					41	.65625	16.669
						.671875	17.066
					43	.6875	17.463
						.703125	17.859
					45	.71875	18.256
						.734375	18.653
					47	.750	19.050
						.765625	19.447
					49	.78125	19.844
						.796875	20.241
					51	.8125	20.638
						.828125	21.034
					53	.84375	21.431
						.859375	21.828
					55	.875	22.225
						.890625	22.622
					57	.90625	23.019
						.921875	23.416
					59	.9375	23.813
						.953125	24.209
					61	.96875	24.606
						.984375	25.003
					63	1.000	25.400
						2.000	50.800
					64	3.000	76.200
						4.000	101.600
						5.000	127.000
						6.000	152.400
						7.000	177.800
						8.000	203.200
						9.000	228.600
						10.000	254.000

- HETENYI, M.: *Handbook of Experimental Stress Analysis*. 6a. Edición. John Wiley, 1966.
- HONEYCOMBE, R. W.: *The Plastic Deformation of Metals*. Ed. Edward Arnold, 1977.
- KACHANOV, L. M.: *Fundamentals of Theory of Plasticity*. Ed. Mir, 1974.
- KEHL, G. L.: *Fundamentos de la Práctica Metalográfica*. 3a. Edición. Ed. Aguilar, 1954.
- KRAVCHENKO, P.: *Fatigue Resistance*. Pergamon Press, 1964.
- LAWN-WILSHAW: *Fracture of Brittle Solids*. Ed. Cambridge University Press, 1975.
- LINDENVALD, M.: *La Estructura de los Metales*. Ed. Géminis, 1980.
- LUBAHN-FELGAR: *Plasticity and Creep of Metals*. Ed. John Wiley & Sons, 1961.
- LYSAGHT, V.: *Indentation Hardness Testing*. Reinhold Publ., 1949.
- MARIN, J.: *Mechanical Behavior of Engineering Materials*. Ed. Prentice-Hall, 1962.
- MCLEAN, D.: *Mechanical Properties of Metals*. Ed. John Wiley & Sons, 1962.
- METALLURGICAL SOCIETY CONFERENCE Vol. 46: *Work Hardening*. Ed. Gordon & Breach, 1966.
- NADAI, A.: *Theory of Flow and Fracture of Solids*. 2a. Edición. Ed. McGraw-Hill, 1950.
- NEUBERT, H. L.: *Strain Gage*. Ed. Macmillan, 1967.
- PERRY-LISSNER: *The Strain Gage Primer*. 2a. Edición. Ed. McGraw-Hill, 1962.
- REED-HILL, R. E.: *Principios de Metalurgia Física*. Ed. CECSA, 1979.
- ROLFE-BARSON: *Fracture and Fatigue Control in Structures*. Ed. Prentice-Hall, 1977.
- SHANLEY, F. R.: *Strength of Materials*. Ed. McGraw-Hill, 1957.
- STUDELMANN, H.: *Ensayo de Materiales y Control de Defectos en la Industria del Metal*. Vol. III, Ed. URM, 1968.
- TIMOSHENKO-GOODIER: *Teoría de la Elasticidad*. 2a. Edición. Ed. URM, 1951.
- TWEEDDALE, J. G.: *Propiedades Mecánicas de los Metales*. Ed. TECNOS, 1970.
- WEIBULL, W.: *Fatigue Testing and Analysis of Results*. Pergamon Press, 1961.
- WILLIAMS, S.: *Hardness and Hardness Measurements*. ASTM, 1942.
- ZENER, C.: *Elasticity and Anelasticity of Metals*. Ed. 1948.
- *Symposium on Shear and Torsion Testing*. STP 289. ASTM, 1960.
- ASTM: *American Society for Testing Materials*, 1986.
- IRAM: *Instituto Argentino de Racionalización de Materiales*.
- DIN: *Deutscher Normenausschuss*.
- FINOCCHIARO, J.: *Manual de las Unidades de Medida*. Ediciones Litenia.

Este libro se terminó de imprimir
en el mes de Abril de 1999
en los talleres de

Artes Gráficas Negri S.R.L.
de la calle Chacabuco 1036/38
(1069) Buenos Aires - Argentina.